

Mikrostruktur, Eigenspannungszustand und
Korrosionsbeständigkeit des
kurzzeitlaserwärmebehandelten hochstickstofflegierten
Werkzeugstahls X30CrMoN15 1

vorgelegt von
Diplom-Ingenieur
Christian Bohne
aus Potsdam

Von der Fakultät III
-Prozesswissenschaften-
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
-Dr.-Ing.-

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuß:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. M. H. Wagner
Berichter: Prof. Dr. rer. nat. H. Schubert
Prof. Dr.-Ing. A. Fischer
Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 2. November 2000

Berlin 2000

D 83

Abstract

Christian Bohne:

Mikrostruktur, Eigenspannungszustand und Korrosionsbeständigkeit des kurzzeitlaserwärmebehandelten hochstickstofflegierten Werkzeugstahls X30CrMoN15 1.

Im Rahmen der Arbeit werden die Gefügeausbildung, Eigenspannungen und chemische Eigenschaften des hochstickstofflegierten Werkzeugstahls X30CrMoN15 1 und des konventionellen Kaltarbeitsstahls X39CrMo17 1 verglichen.

Der Einfluß der Maximaltemperatur und der Aufheizrate einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung auf das Gefüge und die Härte des X30CrMoN15 1 und des X39CrMo17 1 zeigt nach Überschreiten der Umwandlungstemperatur A_{c1b} einen deutlichen Härteanstieg und einen Anstieg des Restaustenitgehaltes. Aus den Restaustenitanalysen und den c_m/a_m -Verhältnissen des Martensits konnten die Umwandlungspunkte A_{c1b} und A_{c1e} für verschiedene Aufheizraten bestimmt und daraus ein bisher nicht bekanntes ZTA-Schaubildes für den X30CrMoN15 1 erstellt werden.

Bis zum Erreichen von A_{c1b} entstehen in der Laserspür nach der Abkühlung Zugeigenspannungen und nach Erreichen von A_{c1b} liegen umwandlungsbedingte Druckeigenspannungen an der Oberfläche vor.

Transmissionselektronenmikroskopie und Neutronenkleinwinkelstreuung zeigen, daß sich die Ausscheidungen im hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 durch die Kurzzeitlaserwärmebehandlung vollständig auflösen können.

Die Korrosionsversuche zeigen, daß im Gegensatz zum X39CrMo17 1 der X30CrMoN15 1 in oxidierender Säure bei pH 5-6 empfindlicher auf Parameteränderungen bei der Kurzzeitwärmebehandlung reagiert. Durch hohe Zugeigenspannungen an der Oberfläche ($T_{max} < 950^\circ\text{C}$) kommt es zu einer deutlichen Verschlechterung des Flächenkorrosionsverhaltens. In 3% NaCl ergibt sich aufgrund der durch die Wärmebehandlung ($T_{max} > 950^\circ\text{C}$) aufgelösten Nitride und somit in Lösung gebrachten Stickstoff eine deutliche Verbesserung des Beständigkeit des X30CrMoN15 1 gegen Lochfraß.

Zur Bereitstellung unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände wurden zusätzlich zu den laserwärmebehandelten Proben sogenannte Gleeble-Proben verwendet. Durch parallele Untersuchungen konnte gezeigt werden, daß eine Äquivalenz dieser Proben in Hinblick auf Gefüge, Mikrostruktur und Korrosionseigenschaften vorliegt.

Vorwort des Herausgebers

Eine der herausragenden Entwicklungen der letzten Jahre im Bereich der Stähle sind die hochstickstofflegierten Stähle. Hochstickstofflegierte martensitische Werkzeugstähle finden aufgrund der hohen Härte und Korrosionsbeständigkeit in Wälzlager und Werkzeugen Anwendung. Die Eigenschaften dieser Stähle werden wesentlich durch eine Wärmebehandlung eingestellt.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der Einfluß einer Kurzzeitwärmebehandlung auf das Gefüge und das Korrosionsverhalten des hochstickstofflegierten martensitischen Werkzeugstahls X30CrMoN15 1 untersucht und dem konventionellen Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 gegenübergestellt. Durch die Kurzzeitwärmebehandlung sollen die mechanischen und tribologischen Eigenschaften der Oberfläche des X30CrMoN15 1 verbessert werden ohne jedoch die Zähigkeit des Grundmaterials oder die guten Korrosionseigenschaften zu beeinträchtigen.

Der Einfluß einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung auf das Gefüge wird mit metallographischen Untersuchungen wie Härtemessung, LiMi, REM, TEM und dem Einsatz der Röntgendiffraktometrie, zur Klärung von metallkundlichen Fragen wie Restaustenitgehalt, Lage der Umwandlungspunkte, Versetzungsdichten und Domänen Größen, untersucht. Durch Neutronenkleinwinkelstreuversuche können in Verbindung mit Untersuchungen am TEM Ausscheidungsgrößen und deren Verteilung beschrieben werden. Mit Hilfe röntgenographischer Eigenspannungsanalysen wird der Einfluß einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung auf die Eigenspannungsverteilung charakterisiert. Durch die Gefügeuntersuchungen und Eigenspannungsanalysen können die Ergebnisse der Untersuchungen zum Flächen- und Lochkorrosionsverhalten verifiziert und interpretiert werden. Es zeigt sich, daß der hochstickstofflegierte Werkzeugstahl X30CrMoN15 1 aufgrund der kleinen feinverteilten Ausscheidungen im Gefüge sehr empfindlich auf Parameteränderungen in der Kurzzeitlaserwärmebehandlung reagiert.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit, insbesondere das neu erstellte ZTA-Schaubild, erlauben eine gezielte Kurzzeitwärmebehandlung des hochstickstofflegierten martensitischen Werkzeugstahls X30CrMoN15 1.

Berlin, November 2000

Walter Reimers

Vorwort des Verfassers

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung „Mikrostruktur des Festkörpers“ am Hahn-Meitner-Institut Berlin in den Jahren 1997-2000.

Herrn Prof. Dr. W. Reimers möchte ich für die Anregung zu dieser Arbeit und für sein förderndes Interesse herzlichst danken. Weiterhin danke ich ihm sehr für die Übernahme des Gutachtens.

Herrn Prof. Dr. H. Schubert danke ich herzlich für die Erstellung des Gutachtens.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. A. Fischer für die Erstellung des Gutachtens und die vielen anregenden Diskussionen innerhalb der letzten 3 Jahre.

Bei Herrn Prof. Dr. M. H. Wagner bedanke ich mich besonders für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses.

Weiterhin möchte ich für die ausgezeichnete Betreuung Frau Dr. A. Pyzalla meinen besonderen Dank aussprechen. Sie stand jederzeit für fachliche Diskussionen zur Verfügung und gab Anregungen zur Erstellung der vorliegenden Arbeit. Herrn Dr. C. Genzel möchte ich für die fachlichen Diskussionen und Herrn Dr. H. M. Mayer für das kritische Durchlesen des Manuskriptes danken. Darüber hinaus müssen Dr. D. Dantz und Dipl.-Ing. J. Wegner an dieser Stelle genannt werden, die mich während meiner Zeit am Hahn-Meitner-Institut begleitet haben. Ihnen möchte ich für fachliche Diskussionen und alles, was die Arbeitszeit angenehm gestaltet hat, besonders danken.

Herrn Dipl.-Ing. M. Heitkemper möchte ich für die gute projektbezogene Zusammenarbeit innerhalb der letzten 3 Jahre besonders danken.

Es folgt nun eine Vielzahl von Personen, die durch ihre Anregungen, Diskussionen oder tatkräftige Mithilfe zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben: Prof. Dr. H. Berns, Prof. Dr. V. G. Gavriljuk, Prof. Dr. P. Klimanek, Prof. Dr. H. W. Bergmann, Prof. Dr. Dudzinski, Dr. W. Trojahn, Frau Dr. I. Hucklenbroich, Dr. D. Röttger und Dr. A. Wiedenmann.

Mein Dank gilt den derzeitigen oder ehemaligen Mitarbeitern der Arbeitsgruppe S. Aris, Dr. M. Broda, Dr. G. Bruno, S. Dieter, E. Falke, K. Güldner, M. Ludwig, T. Poeste, Dr. T. Schmackers, C. Stock, T. Töpfer, Dr. B. Wallis, L. Wang sowie den studentischen Mitarbeitern S. Baer, S. Corcovic, B. Lehrer, D. Kramer, T. Starke und besonders den Herren B. Reetz und E. Wild.

Bevor ich dem Leser nun ein paar vergnügliche, möglicherweise auch lehrreiche Stunden beim Lesen dieser Arbeit wünsche, möchte ich mich bei meinen Eltern und meiner Schwester Barbara herzlichst bedanken, ohne deren Unterstützung diese Arbeit wohl nicht entstanden wäre.

Berlin, November 2000

Christian Bohne

Inhalt

1.	Einleitung	1
2.	Stand der Erkenntnisse	2
2.1.	Stickstofflegierte Stähle	2
2.2.	Kurzzeitwärmebehandlung	4
2.3.	Korrosionsverhalten martensitischer Werkzeugstähle	6
2.3.1.	Einfluß der gelösten Legierungselemente	6
2.3.2.	Einfluß der gebundenen Legierungselemente	8
2.4.	Ziel und Weg	10
3.	Experimentelles	12
3.1.	Werkstoffe	12
3.2.	Wärmebehandlung	12
3.3.	Gefügecharakterisierung	14
3.3.1.	Lichtmikroskopie	14
3.3.2.	Elektronenmikroskopie	14
3.3.3.	Härtemessung	15
3.3.4.	Restaustenitanalyse	15
3.3.5.	Mikrostrukturanalyse	16
3.4.	Röntgenographische Eigenspannungsanalysen	16
3.5.	Neutronenkleinwinkelstreuung	17
3.6.	Korrosionsbeständigkeit - Stromdichte-Potential-Kurven	17
4.	Versuchsergebnisse	19
4.1.	Wärmebehandlung und Gefüge	19
4.1.1.	X39CrMo17 1	19
4.1.2.	X30CrMoN15 1	22
4.2.	Eigenspannungen nach Laserwärmebehandlung	27
4.2.1.	X39CrMo17 1	27
4.2.2.	X30CrMoN15 1	28
4.3.	Korrosionsverhalten	30
4.3.1.	X39CrMo17 1	30
4.3.2.	X30CrMoN15 1	31

5. Diskussion	33
5.1. Überblick	33
5.2. Gefüge	34
5.2.1. Ausgangszustand	34
5.2.2. Gefüge nach Kurzzeitwärmebehandlung	35
5.3. Ausscheidungsverhalten	42
5.4. Eigenspannungen	46
5.5. Korrosionsbeständigkeit	51
5.5.1. Flächenkorrosion	51
5.5.2. Lochkorrosion	53
5.6. Vergleich der Kurzzeitwärmebehandlungen	55
5.7. Folgerungen für die Praxis	59
 6. Zusammenfassung	 61
 7. Literatur	 63
 8. Tabellen und Bilder	 71

Symbole und Kurzzeichen

ASTM	American Society for Testing Materials
EDX	Energiedispersive Röntgenanalyse
FIM	Feld-Ionen-Mikroskopie
LiMi	Lichtmikroskop
PRE	Pitting Resistance Equivalent
REM	Rasterelektronenmikroskop
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
W	Wirksumme gegen Lochkorrosion
WEZ	Wärmeeinflußzone
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung

kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert

α	Ferrit
γ	Austenit

A_{C1}	Umwandlungstemperatur: $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$	[°C]
A_{C1b}	Beginn der A_{C1} Umwandlung	[°C]
A_{C1e}	Ende der A_{C1} Umwandlung	[°C]
A_{C3}	Umwandlungstemperatur: $\alpha + \gamma \rightarrow \gamma$	[°C]
D	Diffusionskonstante	[cm ² /s]
F	Diffusionsquerschnitt	[cm ²]
M_f	Martensit-Finish-Temperatur	[°C]
M_s	Martensit-Start-Temperatur	[°C]
N_V	Versetzungsdichte	[cm ⁻²]
Q	Aktivierungsenergie	[cal/mol]
RA	Restaustenitgehalt	[%]
T	Temperatur	[K]
T_{max}	Maximaltemperatur	[°C]
U_a	Aktivierungspotential	[mV]
U_d	Durchbruchspotential	[mV]

U_r	Ruhepotential	[mV]
U_p	Passivierungspotential	[mV]
X	mittlerer Diffusionsweg	[cm]
a_m	Gitterkonstante des Martensits	[nm]
c_m	Gitterkonstante des Martensits	[nm]
i_0	Passivstromdichte	[$\mu\text{A}/\text{cm}^2$]
i_p	Passivierungsstromdichte	[$\mu\text{A}/\text{cm}^2$]
q	Streuvektor	[cm^{-2}]
t	Zeit	[s]
ΔC_A	Konzentrationsgefälle	[g/cm^3]
Δx	Wegdifferenz	[cm]
λ	Wellenlänge	[nm]
σ_{xx}	Längseigenspannungen	[MPa]
σ_{yy}	Quereigenspannungen	[MPa]

1. Einleitung

Mit Laserstrahlen lassen sich an Werkstoffoberflächen Aufheizraten von mehr als 1000 K/s erzielen. Sofern die Schmelztemperatur nicht erreicht wird, ergibt die Laserbehandlung zusammen mit der anschließenden Selbstabschreckung des Gefüges eine Kurzzeitwärmebehandlung des Werkstoffs. Diese führt zu deutlich veränderten Eigenschaften derart kurzzeitwärmebehandelter metallischer Werkstoffoberflächen, sowohl gegenüber dem Ausgangsgefüge als auch gegenüber konventionellen Wärmebehandlungen.

Zur Zeit gibt es noch keine quantitative Beschreibung der Mikrostruktur von kurzzeitwärmebehandelten hochstickstoffhaltigen martensitischen Werkzeugstählen und der daraus resultierenden Eigenschaften. Die hier beschriebenen Untersuchungen dienen dazu, die Zusammenhänge zwischen verschiedenen Kurzzeitlaserwärmebehandlungen des hochstickstofflegierten Werkzeugstahles X30CrMoN15 1 und des Kaltarbeitsstahles X39CrMo17 1, der Mikrostruktur und der Korrosionsbeständigkeit herzustellen. Ausgehend von einem Vergütungsgefüge wird eine Teilauflösung der Nitride und Karbide angestrebt, um verbesserte mechanische und tribologische Eigenschaften zu erzielen, ohne die gute Korrosionsbeständigkeit der hochstickstofflegierten Stähle zu verschlechtern.

Im Rahmen der Untersuchungen soll ein Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA) für den stickstofflegierten Werkzeugstahl X30CrMoN15 1 bei hohen Aufheizraten erstellt werden, welches Vorhersagen über das zu erwartende Gefüge in der Laserspür und der WEZ erlaubt.

Weiterhin soll geklärt werden, ob verschiedene Kurzzeitwärmebehandlungen, im vorliegenden Fall Laserwärmebehandlung und Gleebleversuche (konduktive Erwärmung zylindrischer Proben) bei vergleichbaren Maximaltemperaturen und Aufheizraten zu denselben Gefügezuständen und chemischen Eigenschaften führen.

2. Stand der Erkenntnisse

2.1. Stickstofflegierte Stähle

Die Eigenschaften des Stahls werden im wesentlichen durch die Legierungselemente und die Wärmebehandlung bestimmt. Das traditionell wichtigste Legierungselement des Eisens ist Kohlenstoff */Berns 80/*. Durch die unterschiedlichen Löslichkeiten der interstitiell eingelagerten Kohlenstoffatome in den Eisenphasen (Ferrit, Austenit) ist es möglich, durch eine Wärmebehandlung Härte, Festigkeit und Zähigkeit gezielt einzustellen. Für hochlegierte Stähle, z.B. für den Einsatz in korrosiven Medien, bringt der Kohlenstoff auch einen großen Nachteil. Durch die Bildung von Karbiden wird die Wirksamkeit der Legierungselemente vermindert. Deshalb wurden Überlegungen angestellt, den Kohlenstoff durch Stickstoff zu ersetzen.

Eisenschmelzen besitzen gegenüber Stickstoff mit 0,04% */Ehrhardt 95/* nur eine sehr geringe Löslichkeit. Zur Erhöhung der Stickstofflöslichkeit der Eisenschmelze werden verschiedene Legierungselemente eingesetzt. So erhöhen z.B. die Legierungselemente Vanadium, Niob, Mangan und Chrom die Stickstofflöslichkeit (Abb. 2.1) */Schenck 63/*. Weiterhin kann z.B. durch Austausch des löslichkeitssenkenden Nickels durch Mangan, ein Stickstoffgehalt bis etwa 0,6 % in den Stahl eingebracht werden */Siebert 94/*. Diese Grenzen lassen sich durch Verwendung des DESU-Verfahrens (Druck-Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren) auf über 1 % anheben. Dabei wird als Stickstoffträger Siliziumnitrid über eine Druckschleuse auf die Schlacke aufgebracht. Das Siliziumnitrid zersetzt sich und der Stickstoff geht unter einem Arbeitsdruck von bis zu 42 bar in die Schmelze über */Stein 88/*.

Höhere Stickstoffgehalte können unter Einsatz von pulvermetallurgischen Verfahren eingebracht werden. Dazu wird ein kohlenstoffarmes ferritisches Stahlpulver bei Temperaturen von 500°C bis 600°C gasnitriert. Auf der Oberfläche der Eisenpulverkörner bildet sich eine Nitridschicht aus. Durch Mischen dieses gasnitrierten Pulvers mit unbehandeltem Eisenpulver und anschließendem heißisostatischem Pressen entstehen porenfreie Blöcke, deren Stickstoffgehalt vom Mischungsverhältnis der eingesetzten Pulver abhängig ist */Wang 92/*.

Austenitische Stähle

In austenitischen stickstofflegierten Stählen sind Stickstoffgehalte bis 1% möglich. Diese Stähle zeichnen sich durch eine hohe Zähigkeit und eine hohe Streckgrenze aus. Die Streckgrenze erhöht sich proportional zum Stickstoffgehalt /*Siebert 94, Taillard 99*/. Gegenüber den konventionellen austenitischen Stählen besitzen die stickstofflegierten austenitischen Stähle eine höhere Dauerfestigkeit. Als Grund hierfür wird die lokale Konzentration der plastischen Verformung angesehen, da Stickstoff durch Absenken der Stapelfehlerenergie die Quergleitung erschwert und eine ausgeprägte planare Gleitung unterstützt /*Gavriljuk 88, Byrnes 87*/. Durch Reckalterung bei kaltverformten austenitischen Stählen kann eine Festigkeitssteigerung erzielt werden.

Ferritische Stähle

Da in der ferritischen Phase die Löslichkeit von Stickstoff sehr gering ist, kann der Stickstoff in diesen Stählen nur in Form von Ausscheidungen wirken /*Lueg 89*/. Mit Hilfe von starken Nitridbildnern, wie Vanadium oder Niob, kann der Stickstoff zur Einstellung eines feinkörnigen Gefüges benutzt werden /*Lagneborg 88*/.

Austenitisch-ferritische Stähle, Duplexstähle

Die stickstofflegierten Duplexstähle vereinen gute Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig guten Zähigkeitseigenschaften. Die Legierungszusammensetzung dieser Stähle wird im allgemeinen so gewählt, daß die Phasenanteile von Ferrit und Austenit im Gefüge gleichverteilt sind. Stickstoffgehalte bis 0,3 % stabilisieren dabei die austenitische Phase /*Siebert 94*/. Durch die hohen Stickstoffgehalte im Austenit wird die Festigkeit der austenitischen Phase stark angehoben. Dadurch ist die Festigkeit des Austenits höher als die Festigkeit des Ferrits. Somit wird die ferritische Phase, als schwächere Phase, für den Werkstoff festigkeitsbestimmend. Der Stickstoff im Gefüge verschiebt den Ausscheidungsbeginn von spröden Phasen, wie z.B. $M_{23}C_6$ oder Lavesphasen, zu höheren Temperaturen.

Martensitische Stähle

In den martensitischen stickstofflegierten Stählen trägt der Stickstoff zur Martensithärte bei. Seine Wirkung ist der des Kohlenstoffs vergleichbar. Die mechanischen Eigenschaften der stickstofflegierten martensitischen Stähle sind mit den konventionellen martensitischen Stählen vergleichbar. Die stickstofflegierten martensitischen Stähle zeichnen sich jedoch durch eine bessere Korrosionsbeständigkeit, vor allem im Sekundärhärtemaximum aus, obwohl ein Teil des Stickstoffs in Nitriden und Karbonitriden abgebunden ist /Göcmen 99, Siebert 94/. Durch Zulegieren von Vanadium erhöht sich in diesen Stählen die Warmfestigkeit, bedingt durch die Bildung von Vanadiumnitriden, welche eine hohe thermische Stabilität aufweisen.

Da die Entwicklung von N-legierten martensitischen Stählen erst seit 10 Jahren betrieben wird, ist der Kenntnisstand insbesondere bei den mit N+C-legierten Stählen noch lückenhaft. Aus dieser Entwicklung ging unter anderem auch der hochstickstofflegierte X30CrMoN15 1 mit 0,3% Stickstoff hervor /Lueg 90/. Dieser Stahl wird bereits für nichtrostende Wälzlager und Kugelgewindeantriebe in der Luftfahrt verwendet /Zoch 92, Lueg 93/.

2.2. Kurzzeitwärmebehandlung

Zur Optimierung von Bauteilen in Hinblick auf die jeweiligen Beanspruchungsbedingungen, werden unterschiedliche Oberflächenwärmebehandlungsverfahren eingesetzt /Spur87/. Oberflächenwärmebehandlungen, bei denen Aufheizraten von mehr als 1000 K/s erzielt werden und es zu einer anschließenden Selbstabschreckung des Gefüges kommt, werden als Kurzzeitwärmebehandlung bezeichnet. Diese hohen Aufheizraten können u.a. durch induktives Härten, Laserwärmebehandlungen und Elektronenstrahlhärten realisiert werden. Durch die Steuerung der Intensität und der Wechselwirkungszeit können gezielt Gefügeänderungen hervorgerufen werden. Somit lassen sich physikalische, chemische und mechanische Eigenschaften des kurzzeitwärmebehandelten Werkstoffes derart verändern, daß das Bauteilverhalten hinsichtlich Verschleiß, Korrosion, Härte oder Festigkeit optimiert wird.

Seit Mitte der 80-er Jahre hat sich der Laser für viele industrielle Anwendungen etabliert /Papaphilippou 96/. Seine, im Vergleich zu konventionellen Härtingsverfahren, hohen Betriebskosten werden durch eine Reihe von Vorteilen aufgewogen. Da bei der Laserwärmebehandlung nur ein geringer Wärmeeintrag in das zu bearbeitende Werkstück erforderlich ist, kann die Maßhaltigkeit (nur geringer Verzug) des Werkstückes erhalten bleiben. Weiterhin werden die Materialeigenschaften des Kerns oder benachbarter Oberflächenregionen nicht verändert /Puell 86/.

Hohe Aufheizraten von mehr als 1000 K/s haben Einfluß auf alle diffusionsgesteuerten Prozesse die beim Härten von Stahl auftreten, wie die α - γ -Umwandlung, Homogenisierungsvorgänge, Kornwachstum, Ausscheidungs-
wachstum bzw. Ausscheidungsauflösung und Versetzungsausheilung. Infolge dessen entstehen durch eine Kurzzeitwärmebehandlung andere Gefüge als bei konventionellen Wärmebehandlungen.

Die Umwandlung eines ferritisch-perlitischen Gefüges in Austenit erfolgt über Keimbildung und Keimwachstum. Die Austenitkeime entstehen bei Überschreitung der Umwandlungstemperatur. Bestimmend für die Anzahl der Keime ist die Größe und Verteilung von Ausscheidungen. Je größer das Verhältnis von Ausscheidungs-
oberfläche zu Volumen, desto stärker wird die Keimbildung begünstigt /Schlicht 74/. Nach Abschluß der Keimbildung erfolgt das Austenitwachstum in den umliegenden Ferrit hinein, wobei der zur Umwandlung benötigte Kohlenstoff und/oder Stickstoff durch Diffusion an die Wachstumsfront gebracht werden muß /Roberts 43, Rose 56/. Je kürzer also die Diffusionswege sind, desto früher ist das Ende der α - γ -Umwandlung erreicht. Form, Größe und Verteilung der Ausscheidungen im Ausgangszustand des Gefüges haben dadurch insbesondere bei einer Kurzzeitwärmebehandlung großen Einfluß auf A_{C3} bzw. A_{Cm} .

Der Eigenspannungszustand, der sich nach einer Kurzzeitwärmebehandlung an der Oberfläche ausbildet unterscheidet sich deutlich vom Eigenspannungszustand der sich bei konventioneller Wärmebehandlung einstellt /Müller 96/. Bei vollständig durchgewärmten Proben ergibt sich nach dem Abschrecken folgender Eigenspannungszustand. Findet während der Abkühlung keine Phasenumwandlung statt (z.B. Martensitbildung), so liegen an der Oberfläche Druckeigenspannungen und im Probenkern Zugeigenspannungen vor. Bei martensitischer Umwandlung bilden sich an der Oberfläche geringe Zugeigenspannungen und im Kern

Druckeigenspannungen aus */Faninger 76/*. Da bei einer Kurzzeitwärmebehandlung nur oberflächennahe Bereiche beeinflußt werden, ergibt sich nach dem Abkühlen folgender Eigenspannungszustand. Findet keine Phasenumwandlung statt bilden sich nur Wärmeeigenspannungen aus. An der Oberfläche findet man Zugeigenspannungen */Bergmann 93/*. Eine Martensitbildung führt zu einer Spannungsumkehr in der Oberflächenschicht. In diesem Fall findet man an der Oberfläche Druckeigenspannungen */Faninger 76, Bergmann 94/* und im Inneren Zugeigenspannungen.

2.3. Korrosionsverhalten martensitischer Werkzeugstähle

2.3.1. Einfluß der gelösten Legierungselemente

Wichtigstes Legierungselement aller korrosionsbeständigen Stähle ist Chrom. Die Wirkung des Chroms beruht auf der Bildung einer Chromoxidschicht, die innerhalb eines ausgedehnten Bereiches des anliegenden chemischen Potentials die Oxidation des darunter befindlichen Eisens kinetisch behindert */Uhlig 75/*. Auf den Vorgang, den man Passivierung nennt und der zur Ausbildung einer als Passivschicht bezeichneten oxidischen Deckschicht führt, soll im folgenden ausführlicher eingegangen werden.

Oberhalb eines Gewichtsanteils von zwölf Prozent wird Chrom eine passivierende Wirkung zugeschrieben */Heimann 85/*. Der Bildung der Passivschicht geht der selektive Angriff der Eisenatome in der Oberfläche des Werkstoffs durch das oxidierende Medium voraus, der auf dem unedleren Charakter des Eisens gegenüber Chrom beruht und dazu führt, daß sich in der Oberfläche Chrom, Molybdän, Nickel und andere Legierungselemente anreichern */Knote 86/*.

Die Geschwindigkeit, mit der die Auflösung des Eisens erfolgt, wird mit steigendem Molybdängehalt erhöht */Knote 86/*. Das in der Oberfläche angereicherte Molybdän bildet einen vorpassiven MoO_2 -Film */Gerretsen 91/*, der vermutlich nicht beständig ist, denn bei Untersuchungen an Passivschichten in Elektrolyten wurde im höheren Potentialbereich eine allgemeine Verarmung an Molybdän gemessen */Yaniv 77/*. Andere Autoren fanden gar kein Molybdän in der Passivschicht */Ogawa 78, Sediks 86/*.

Nach der Einstellung des vorpassiven Molybdän-Films setzt die Oxidation des angereicherten Chroms mit dem in den Wassermolekülen enthaltenen Sauerstoff ein, so daß sich eine Deckschicht aus oxidischen oder auch hydroxidischen Zwischenprodukten der sukzessiven Oxidation mit sechs Wertigkeitsstufen bildet /Kaesche 90/. Sie besteht aus einer inneren Schicht von Chromoxid und Chromhydroxid, die anionenabweisend wirkt, sowie einer äußeren, in der CrO_4^{2-} kationenabweisende Wirkung hat. Die Passivschicht besitzt eine endliche Dicke von einem bis drei Nanometer /Knote 86/, die sich zu Beginn der Passivierung einstellt und dann kaum zunimmt. Sie wirkt der Korrosion des Stahls entgegen, indem sie den Durchtritt von Oxidantien und Eisenionen behindert. Dabei zeichnet sie sich durch eine hohe mechanische Festigkeit aus. Während sich Chrom dort bis zu einem endlichen Gehalt anreichert, wird die Oxidschicht zunehmend amorph /Knote 86/. Dieser Umstand führt zu einer Absenkung der Passivstromdichte, da man durch amorphe Schichten einen langsameren Transport von Ionen als durch reale Kristalle erwartet, weil unter anderem Korngrenzen als Transportwege entfallen /Kaesche 90/. Oberhalb einer als Durchbruchspotential bezeichneten Spannung ist die Kraft auf die Eisenionen so groß, daß sie die Passivschicht durchbrechen, die dadurch ihre korrosionshemmende Wirkung verliert.

Der Einfluß der Legierungselemente Chrom, Molybdän und Stickstoff auf die Lochkorrosionsbeständigkeit wird von /Lorenz 69, Gräfen 96/ mit Hilfe einer Wirksumme W beschrieben.

$$W = \text{wt.\%Cr} + 3 \times \text{wt.\%Mo} + 30 \times \text{wt.\%N} \quad (\text{Gl. 2.1})$$

Nach anderen Untersuchungen /Rondelli 95/ geht Molybdän in diese Gleichung mit dem Faktor 3,3 ein. Zusätzlich wird dem Element Mangan eine negative Wirkung auf die Lochkorrosionsbeständigkeit nachgesagt, wonach die Wirksumme wie folgt berechnet wird.

$$W = \text{wt.\%Cr} + 3,3 \times \text{wt.\%Mo} + 30 \times \text{wt.\%N} - \text{wt\%Mn} \quad (\text{Gl. 2.2})$$

Nach /Olefjord 96, Mudali 86, Lu91/ senkt Stickstoff die Auflösungsgeschwindigkeit des Metalls, indem sich der freie Stickstoff mit den H_3O^+ -Ionen der angreifenden Lösung zu NH_3 und NH_4^+ verbindet und somit den pH-Wert verringert.

Bei der Flächenkorrosion nimmt Stickstoff Einfluß auf die Kinetik der Metallauflösung. Zwischen der Oxidschicht und dem metallischen Substrat reichert sich der Stickstoff an und bildet Mischnitride, welche die Auflösung des Metalls behindern /Mudali 86, Herzbach 98/.

Auf Molybdän wurde bereits im Zusammenhang mit der Passivierung eingegangen. Das Element verschiebt den Passivbereich des Stahls ebenso wie Nickel, Vanadium, Silizium und Wolfram zu höheren Stromdichten /Sediks 86, Kearns 87/. Für die korrosionshemmende Wirkung von Molybdän werden verschiedene Mechanismen, wie die Zunahme der Dicke der Passivschicht, eine Veränderung des Säurefilms, die Erhöhung der Sauerstoffaffinität oder die Bildung eines amorphen Oxidfilmes diskutiert. Auch für die Erhöhung des Widerstandes gegen Lochfraß werden verschiedene Ursachen angegeben. Der Einfluß der verschiedenen Legierungselemente auf das Korrosionsverhalten eines Werkzeugstahls wird in Abb. 2.2 /Kearns 87/ zusammengefaßt.

Bezüglich der Auswirkung des Chromgehaltes auf die Korrosionsbeständigkeit unterscheiden sich die Aussagen in der Literatur erheblich. Während die einen Autoren der Zunahme des Gehaltes oberhalb eines Grenzwertes keinen Einfluß zusprechen /Bäumel 61/, berichten andere von einer fast linearen Zunahme der Korrosionsbeständigkeit mit steigendem Chromgehalt /Knote 86/.

2.3.2. Einfluß der gebundenen Legierungselemente

Wesentlicher Bestandteil der korrosionsbeständigen hochlegierten Werkzeugstähle ist Chrom, das eine Passivierung des Stahles bewirkt und dadurch der Flächenkorrosion entgegenwirkt. Ein hoher Chromanteil weitert den Passivbereich des Stahles aus und senkt die Passivstromdichte /Sediks 86/. Die Erhöhung der Legierungsgehalte von Chrom und insbesondere von Molybdän bedingen jedoch auch Nachteile. So erhöhen beide Elemente die Neigung zur Ausscheidungsbildung von Karbiden und/oder Nitriden /Gümpel 86/. Durch die Bildung von chromreichen Ausscheidungen wird nicht nur der in der Matrix befindliche Chromanteil gesenkt und somit die passivierende Wirkung des Chroms aufgehoben, sondern die sich bildenden Ausscheidungen wirken als Störstellen in der Passivschicht und fördern den örtlichen korrosiven Angriff.

So wird den hochchromhaltigen Stählen zwar eine gute Beständigkeit gegen Lochfraß zugesagt, wobei man sich in der Literatur darüber uneinig ist, ob der hohe Chromgehalt die Anzahl der sich bildenden Löcher verringert oder die Eindringgeschwindigkeit des Elektrolyten in das Loch senkt */Rosenfels 64/*. Jedoch schnürt das Chrom ebenso wie die Elemente Molybdän, Silizium, Titan, Vanadium und Niob das Austenit-Phasengebiet ein, so daß die im Austenit höher löslichen Elemente wie beispielsweise Kohlenstoff und Stickstoff beginnen auszuscheiden */Ehrhard 95/*.

Auf die Ausscheidungen und ihren Zusammenhang mit dem Anlaßzustand wird näher eingegangen, weil Ausscheidungen örtliche Schwachstellen sind, an denen Lochfraßkorrosion einsetzen kann. Mangansulfid-Ausscheidungen sind so beispielsweise als bevorzugte Orte für Lochfraß bekannt */Sedíks 86/*. Die Wirkung der Ausscheidungen hängt von ihrer Größe und der Verteilung ab. Außerdem wird in */Grabke 89/* auf die Bedeutung der Orientierung und Kohärenz der Ausscheidungen von Fe-Cr-N-Einkristallen verwiesen. Bei der Umwandlung des Austenits während der Abkühlung scheiden sich Kohlenstoff und Stickstoff aus, weil ihre Löslichkeit im Gitter abnimmt. Wenn der Stahl martensitisch umwandelt, wird die Bildung von Ausscheidungen unterdrückt. Sie setzt sich jedoch beim Anlassen fort. Bei niedrigen Anlaßtemperaturen wird die Bildung von Karbiden beobachtet, die sich oberhalb einer Temperatur von 500°C mit Chrom anreichern */Bäumel 61/*. Um der Bildung von Chromkarbiden entgegenzuwirken, werden Vanadium, Titan oder Niob zulegiert, die eine höhere Affinität zum Kohlenstoff besitzen als Chrom. Bei Zugabe von Stickstoff bilden sich kleine, feinverteilte Nitride, die kohärent in das Gitter eingelagert sind und außerdem eine Kornfeinung bewirken. Durch eine homogenere Verteilung der Ausscheidungen in stickstoffhaltigen Stählen entsteht eine Konkurrenzsituation, durch die den Chloridionen der Angriff beim Lochfraß erschwert wird. Außerdem beobachtet man in stickstofflegierten Stählen eine homogene Verteilung des Chroms. Darüber hinaus ist die voreutektoide Ausscheidung der Nitride gegenüber den Karbiden verzögert. Ein Stickstoffgehalt von einem Gewichtsprozent wird als günstig betrachtet, weil er einen Kompromiß zwischen vielen kleinen Ausscheidungen im Nanometerbereich und wenigen großen im Mikrometerbereich darstellt */Lueg 89/*.

2.4. Ziel und Weg

Ziel:

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die vergleichende Untersuchung der Gefügeausbildung, des Korrosionsverhaltens und der Eigenspannungsverteilung des hochstickstofflegierten Werkzeugstahls X30CrMoN15 1 und des konventionellen Kaltarbeitsstahls X39CrMo17 1 nach einer Kurzzeitwärmebehandlung.

Weiterhin soll geklärt werden, ob sich die Ergebnisse, die durch eine Laserwärmebehandlung ergeben, mit den Ergebnissen an konduktiv erwärmten Gleebleproben mit vergleichbaren Kurzzeitwärmebehandlungsparametern verifizieren lassen.

Für den hochstickstofflegierten Werkzeugstahl X30CrMoN15 1 soll ein nicht existierendes Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA) erstellt werden.

Weg:

Alle Untersuchungen werden am konventionellen Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 und am hochstickstofflegierten martensitischen Stahl X30CrMoN15 1 durchgeführt. Dabei fungiert der X39CrMo17 1 als Vergleichsstahl.

Folgende Untersuchungen sollen durchgeführt werden:

Wärmebehandlung und Gefüge

Nach der Einstellung eines vergleichbaren Ausgangszustandes der zu untersuchenden Stähle durch Härten und Anlassen werden Kurzzeitwärmebehandlungen durchgeführt. Dabei können mittels Gleebleversuchen und Laserversuchen Aufheizraten von mehr als 1000 K/s realisiert werden. Die anschließenden Gefügeuntersuchungen in Form von Mikroskopie (LiMi, REM, TEM), röntgenographischen Untersuchungen (Restaustenitanalysen, Profilanalysen, Bestimmung von c_m/a_m -Verhältnissen) und Neutronenkleinwinkelstreuung sollen Informationen über Austenitisierungstemperaturen und Ausscheidungskinetik in Abhängigkeit von Maximaltemperatur und Aufheizrate liefern. Aus diesen Informationen kann für den X30CrMoN15 1 ein noch nicht existierendes

ZTA-Schaubild erstellt werden. Weiterhin muß geklärt werden ob eine Vergleichbarkeit der verwendeten Kurzzeitwärmebehandlungen gegeben ist.

Eigenspannungen

Durch röntgenographische Eigenspannungsanalysen an kurzzeitlaserwärme-behandelten Proben soll geklärt werden, wie sich diese Kurzzeitwärmebehandlung auf den Eigenspannungszustand an der Oberfläche und in der Tiefe, in Abhängigkeit von Maximaltemperatur und Aufheizrate der Kurzzeitwärmebehandlung auswirkt. Von Interesse ist auch der Eigenspannungszustand am Laserspurrand von einzelnen Laserspuren, bzw. der Überlappungsbereich von mehreren Laserspuren.

Korrosionsverhalten

Da die untersuchten Stähle als korrosionsbeständig gelten, soll geklärt werden, wie sich eine Kurzzeitwärmebehandlung auf die Korrosionsbeständigkeit dieser Stähle auswirkt. Dazu werden zwei Arten des korrosiven Angriffes untersucht. Mit Hilfe einer sauren Lösung wird das Flächenkorrosionsverhalten untersucht. Die Beständigkeit gegenüber der Lochkorrosion wird mit Hilfe einer chloridionenhaltigen Lösung untersucht. Um Aussagen über die Korrosionsbeständigkeit treffen zu können, werden Stromdichtepotentialkurven aufgenommen und für die unterschiedlichen Kurzzeitwärmebehandlungszustände verglichen.

3. Experimentelles

3.1. Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden 2 martensitische Werkzeugstähle untersucht, ein konventioneller Kaltarbeitsstahl und ein stickstofflegierter Stahl. Bei dem konventionellen Kaltarbeitsstahl handelt es sich um den X39CrMo17 1 mit der Werkstoffnummer 1.4122. Zur Gruppe der stickstofflegierten Stähle zählt der X30CrMoN15 1 + 0,4% N (1.4108). Der Stickstoff wird bei diesem Stahl vom Hersteller durch einen Druck-Elektro-Schlacke-Umschmelz Prozeß (DESU) eingebracht.

Die tatsächliche chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe kann der Tabelle 3.1 entnommen werden.

Bei den Versuchswerkstoffen handelt es sich um Schmiedewerkstoffe. Der konventionelle Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 wurde im gehärteten und angelassenen Zustand, der stickstofflegierte Stahl wurde im weichgeglühten Zustand angeliefert.

3.2. Wärmebehandlung

Ausgangszustand

Um gleiche Vorbedingungen zu schaffen, wurden die Versuchswerkstoffe vor den Gleeble- und Laserversuchen gehärtet und angelassen (Tabelle 3.2). Dazu wurde der X39CrMo17 1 bei 1050°C und der X30CrMoN15 1 bei 1200°C 30 min lösungsgeglüht. Das anschließende Abschrecken erfolgte in Öl. Da Stickstoff den Austenit stabilisiert und die Martensit-Starttemperatur senkt, mußte der hochstickstoffhaltige X30CrMoN15 1 zur Verringerung des Restaustenitgehaltes in flüssigem Stickstoff (etwa 10 min) tiefgekühlt werden. Beim X39CrMo17 1 ist keine zusätzliche Unterkühlung notwendig.

Da der nun eingestellte Zustand für praktische Anwendungen in aller Regel zu hart und zu spröde ist, wurden die Proben im Anschluß an das Härten angelassen. Dies erfolgt in Anlehnung an die Wärmebehandlungsvorschriften der Hersteller in der Regel auf Zähigkeit und nicht auf Sekundärhärte. Die Anlaßtemperatur für den

X39CrMo17 1 betrug 700°C, für den X30CrMoN15 1 620°C. Das Ergebnis dieser Wärmebehandlung ist jeweils angelassener Martensit.

Gleebleversuche

Die Gleebleversuche (Tabelle 3.3) wurden an der Universität Bayreuth, Lehrstuhl Metallische Werkstoffe (Prof. Bergmann) durchgeführt. Bei einem Gleebleversuch wird eine Probe des zu untersuchenden Materials mit einer Gesamtlänge von 100 mm und einem Durchmesser von 6 mm konduktiv erhitzt. Die Aufheizraten variierten je nach Werkstoff und Versuchsserie zwischen 800 K/s und 1400 K/s. Nach Erreichen der Maximaltemperatur wurden die Proben mit Wasser abgeschreckt, um eine hohe Abkühlrate zu erzielen, damit die Abkühlbedingungen mit denen beim Laserhärten vergleichbar sind.

Die Probentemperatur wurde während des Versuches über ein Thermoelement, das in der Mitte der Probe angebracht war, aufgezeichnet.

Laserversuche

Für die Laseroberflächenbehandlungen wurden von dem angelieferten Rundmaterial 10,6 mm dicke Scheiben abgetrennt. Diese wurden wärmebehandelt (s. 3.2.1) und anschließend an jeder Seite um 0,3 mm abgeschliffen, um beispielsweise Randentkohlungen zu beseitigen.

Die Laseroberflächenbehandlungen (Tabelle 3.4, 3.5, 3.6, 3.7) wurden am Fraunhofer Institut für Lasertechnik in Aachen durchgeführt. Es wurde ein Nd:YAG-Laser des Typs LY 3000 mit einer Maximalleistung von 3 kW verwendet. Durch die verwendete Facettenoptik wurde der Strahl so geformt, daß der Strahlquerschnitt 1,8 x 14 mm betrug. Dieser annähernd strichförmige Strahl wurde, wie in Abb. 3.1 skizziert, über die Probe bewegt. Zunächst wurde zur Vermeidung von Oxidation mit Stickstoff gespült. Auswirkungen auf den Stickstoffgehalt der Proben sind dabei wegen der Kürze der Einwirkzeit nicht zu erwarten. Im weiteren Verlauf der Versuche wurde mit oxidierender Atmosphäre (0,13 l/min O₂, 15 l/min N₂) gearbeitet, um über die Oxidation der Oberfläche das Einkoppeln des Lasers zu verbessern und so die Einhärtetiefe zu erhöhen.

Als Besonderheit des verwendeten Lasers wurde die Laserleistung über ein Pyrometer geregelt, das auf den Mittelpunkt der bestrahlten Fläche gerichtet war. Ein großer Vorteil dieses Versuchsaufbaus ist die geregelt anfahrbare Maximaltemperatur. Die Aufheizraten wurden mit Hilfe der Vorschubgeschwindigkeit berechnet. Bei konstanten Vorschubgeschwindigkeiten von 150 mm/min ergeben sich Aufheizgeschwindigkeiten zwischen 1010 K/s und 1840 K/s. In erster grober Näherung werden diese Aufheizgeschwindigkeiten als langsame Aufheizung zusammengefaßt. Als hoch werden die Aufheizraten zwischen 4060 K/s und 5910 K/s zusammengefaßt, die bei einer Verfahrgeschwindigkeit von 500 mm/min erreicht wurden.

3.3. Gefügecharakterisierung

3.3.1. Lichtmikroskopie

Zur Probenpräparation wurde mit SiC-Papier bis zu einer Körnung von 1200 geschliffen und anschließend mit Diamant- und Oxidsuspension bis zu 1 µm poliert. Zur Sichtbarmachung des Gefüges wurden die Proben in V₂A-Beize geätzt. Die Ätztemperatur betrug 50 °C, die Ätzdauer lag, abhängig von Werkstoff und Wärmebehandlungszustand zwischen 15 s und 120 s.

Die lichtmikroskopische Gefügebeurteilung erfolgte mittels Auflichtmikroskop im Hellfeldmodus. In einigen Fällen wurde auch mit polarisiertem Licht gearbeitet. Die Bilder wurden in digitaler Form abgespeichert.

3.3.2. Elektronenmikroskopie

Für Gefügeuntersuchungen bei höheren Vergrößerungen diente sowohl das Rasterelektronenmikroskop (REM) als auch das Transmissionselektronenmikroskop (TEM).

Neben der Gefügebetrachtung an tiefgeätzten Proben (V₂A-Beize, 50 °C) wurden am REM energiedispersive Analysen (EDX) durchgeführt. Weiterhin diente das REM zur Untersuchung von Korrosionserscheinungsformen.

Die TEM-Untersuchungen (maximale Beschleunigungsspannung des Gerätes: 120 kV) ermöglichen Aussagen über das Feingefüge. Dazu wurden ca. 100 µm dicke

Scheiben der Gleebleproben elektrochemisch auf durchstrahlbare Dicke gedünnt. Als Elektrolyt diente ein Gemisch aus 100 ml Perchlorsäure, 900 ml Ethanol und 14 g Thioharnstoff. Neben den üblichen Hellfeldabbildungen wurden auch Dunkelfeldaufnahmen zur Unterscheidung der Ausscheidungen erzeugt. Weiterhin wurden Beugungsbilder erstellt und indiziert um die Ausscheidungen zu identifizieren.

3.3.3. Härtemessung

Für die Mikrohärtmessungen wurden die entsprechenden Proben geschliffen und poliert.

Die Mikrohärtmessungen wurden an einem Mikroskop mit automatischem Mikrohärtprüfer durchgeführt. Es wurden ausschließlich Härtemessungen nach Vickers durchgeführt. Als Belastung wurden 50 p (0,49 N, HV 0,05) gewählt, die Haltezeit betrug 10 s.

3.3.4. Restaustenitanalyse

Die Restaustenitanalysen wurden ausschließlich röntgenographisch durchgeführt. Die Grundlagen für die röntgenographische Ermittlung von Restaustenitgehalten ist u.a. in */Averbach 48, Bierwirth 61, Willbrand 66, Faninger 72/* beschrieben. Die quantitative Bestimmung des Restaustenitgehaltes erfolgte aus dem jeweiligen Röntgenbeugungsdiagramm nach dem in */Willbrand 66/* beschriebenen standardlosem Verfahren.

Die Messungen zur Restaustenitgehaltsbestimmung wurden mit CoK_{α} -Strahlung an einem Diffraktometer in ψ -Konfiguration durchgeführt. Zur Einengung des Primärstrahls wurde ein Schlitzkollimator mit der Öffnung 1x10 mm verwendet. Um die Streustrahlung zu unterdrücken, wurden sekundärseitig ein Soller und ein Analysatorkristall montiert. Die Röntgenbeugungsdiagramme wurden in einem Winkelbereich von $2\theta = 45^\circ$ bis $2\theta = 105^\circ$ in $0,1^\circ$ Schritten und einer Meßzeit von 10 s pro Meßpunkt aufgenommen. Aus den so erhaltenen Röntgenbeugungsdiagrammen wurden die Integralintensitäten der Ferrit/Martensit- und Austenitreflexe ermittelt. Die R-Faktoren wurden der Literatur */Faninger 72/* entnommen (Tabelle 3.8).

3.3.5. Mikrostrukturanalyse

Versetzungsdichte und Domänengröße

Die Ermittlung der Versetzungsdichten und der Domänengrößen erfolgte mittels röntgenographischer Linienprofilanalyse /Scherrer 18, Stokes 42, Stokes 44, Warren 50, Klimanek 68, Faber 79, Klimanek 90/.

Die Messungen für die Profilanalyse wurden auf einem Diffraktometer im θ - 2θ -Modus unter Verwendung von CoK_{α} -Strahlung durchgeführt. Der Primärstrahl wurde durch einen Schlitzkollimator (Höhe 10 mm, Breite 1 mm) eingeengt. Zur Unterdrückung der Streustrahlung wurde vor dem Szintillationszähler ein Analysator montiert. Zur Erstellung eines Standards, der die instrumentelle Linienverbreiterung beschreibt, wurde das Linienprofil des $211\text{-}\alpha\text{-Fe}$ -Reflexes von geglühten Eisenspänen aufgenommen.

c_m/a_m Verhältnis

Für die Bestimmung des c_m/a_m -Verhältnisses (Abb.3.2) /Moss 67, Cheng 91/, das ein Maß für die Verspannung des Martensits ist, wurde der 200-Reflex des $\alpha\text{-Fe}$ gesondert röntgenographisch untersucht. Die Untersuchungen wurden analog zu den Restaustenitanalysen [Kap. 3.3.4.] durchgeführt, jedoch in einem Meßbereich von 2θ 72° - 82° , mit einer Schrittweite von $0,05^\circ$ und einer Meßzeit von 50 s. Durch die Martensitbildung und die damit verbundenen tetragonalen Verspannung der kubisch raumzentrierten Einheitszelle (Abb. 3.3) des $\alpha\text{-Fe}$ kommt es zu einer Aufspaltung des 200-Reflexes, welche in der Regel durch 2 Gaußkurven beschrieben werden kann. Aus den Linienlagen der Einzelreflexe können gemäß Bragg'scher Gleichung die Gitterabstände c und a berechnet werden.

3.4. Röntgenographische Eigenspannungsanalysen

Die Eigenspannungsanalysen wurden an einem Diffraktometer in ψ -Konfiguration mit ortsempfindlichem Detektor unter Verwendung von CoK_{α} -Strahlung (Wellenlänge $\lambda=1,78892 \text{ \AA}$) durchgeführt. Zur Begrenzung des Primärstrahls diente ein Rundkollimator mit 1 mm Durchmesser. Der Kippwinkel ψ wurde im Bereich von

-63,435° bis 63,435° ($\sin^2\psi = 0,8$) variiert. Die Auswertung der unter verschiedenen ψ -Winkeln ermittelten Gitterdehnungen erfolgte nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren /Macherauch 61/. Die zur Auswertung benötigten diffraktionselastischen Konstanten (DEK) wurden /Hauk 79, Behnken 86, Behnken 95/ entnommen.

Die röntgenographischen Eigenspannungsanalysen wurden ausschließlich an den kurzzeitlaserwärmebehandelten Proben durchgeführt. Dazu wurden die Proben, beginnend in der Laserspurn mitte bis an den nicht wärmebeeinflussten Probenrand, abgerastert. Dabei wurden die Abstände der einzelnen Meßpunkte im Bereich des Laserspurrandes auf 1 mm verringert. Die Eigenspannungsanalysen wurden in Laserspurlängs- und Querrichtung durchgeführt.

Zur Ermittlung der Tiefenverteilung der Eigenspannungen wurde die Randschicht schrittweise elektrolytisch abgeätzt.

3.5. Neutronenkleinwinkelstreuung

Mit Hilfe der Neutronenkleinwinkelstreuung /Kostorz 79/ (Abb. 3.4) lassen sich u. a. zerstörungsfrei Größenverteilungen von Inhomogenitäten in metallischen Proben, wie z.B. Ausscheidungen in der Größenordnung 1 nm bis 200 nm bestimmen. Dazu werden langwellige (kalte) Neutronen durch einen mechanischen Geschwindigkeitsselektor monochromisiert (bei den vorliegenden Messungen auf $\lambda = 0,605$ nm) und auf verschieden einstellbare variable Längen von 1 m bis 16 m kollimiert. Ein ortsempfindlicher Helium-Flächendetektor kann in horizontaler Richtung ebenfalls auf Abstände zur Probe zwischen 1 m und 16 m positioniert werden und mißt so die Intensitätsverteilung der kleinwinkelgestreuten Neutronen über dem Ort /Rosa-Fox 97/. In der Auswertung erfolgt die Datenreduktion auf eine eindimensionale Intensität $I(q)$, welche über dem Streuvektor q im Bereich von 10^{-2} nm^{-1} bis ca. 10 nm^{-1} aufgetragen wurde.

Zur Berechnung der Ausscheidungsgrößen und Ausscheidungsverteilungen muß vorher mittels TEM Untersuchungen geklärt werden, welche Ausscheidungen im Gefüge vorliegen. Weiterhin ist zu beachten, daß die Berechnung der Ausscheidungsgrößen unter der Annahme erfolgt, daß es sich um kugelige Ausscheidungen handelt.

3.6. Korrosionsbeständigkeit - Stromdichte-Potential-Kurven

Zur Untersuchung des Korrosionsverhaltens wurden, entsprechend der /ASTM-Norm G5-87/, potentiodynamisch anodische Stromdichte-Potential-Kurven aufgenommen. Die lineare Potentialänderungsgeschwindigkeit betrug 720 mV/h. In der verwendeten Korrosionszelle (Abb. 3.5) ist die Kalomelelektrode durch eine Haber-Luggin-Kapillare mit dem Elektrolytraum verbunden. Eine Fritte in der Kapillare verhindert das Eindringen störender Reaktionsprodukte in den Elektrolyten der Bezugselektrode. Die Erfassung der Meßwerte Ruhepotential (U_r), Passivierungspotential (U_p), Aktivierungspotential (U_a), Durchbruchpotential (U_d), Passivierungsstromdichte (i_p) und Passivstromdichte (i_0) erfolgte digital. Die Potentialangaben sind auf das Potential der Standardwasserstoffelektrode umgerechnet und die Stromdichten auf eine Meßfläche von 1 cm² normiert. Um das Problem einer möglichen Spaltkorrosion am Probenrand zu umgehen, wurden die Proben mittels Gummi- und Filterpapierring an der Unterseite des Zellenbodens befestigt. Eine Bohrung im Zellenboden definiert die Untersuchungsfläche. Hier konnte optional mit einer Bohrung von 3 mm oder 10 mm Durchmesser gearbeitet werden. Das Filterpapier wurde durch eine seitliche Öffnung im Zellenboden kontinuierlich mit destilliertem Wasser befeuchtet, um das Eindringen des Elektrolyten zwischen Probe und Zellenboden zu verhindern.

Das Säurekorrosionsverhalten wurde in 3%-iger (pH = 6) Schwefelsäure untersucht. Zur Untersuchung der Lochfraßneigung wurden Stromdichte-Potential-Kurven in 3 % NaCl (künstliches Meerwasser, pH = 7) aufgenommen. Eine 30 minütige Stickstoffspülung vor Versuchsbeginn diente zur Entfernung des freien Sauerstoffgehaltes im Elektrolyten.

4. Versuchsergebnisse

In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der Untersuchungen am Vergleichsstahl X39CrMo17 1 und am hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 nacheinander dargestellt.

4.1. Wärmebehandlung und Gefüge

4.1.1. X39CrMo17 1

Ausgangszustand

In den Abb. 4.1/4.2 ist das Ausgangsgefüge des X39CrMo17 1 nach dem Härten (1050°C / 30 min / Öl) und Anlassen (700°C / 2h / Luft) abgebildet. Das Gefüge besteht aus angelassenem Martensit. Im martensitischen Grundgefüge zeigen sich viele große Ausscheidungen, die sich bevorzugt auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen ausgeschieden haben. Bei den Ausscheidungen handelt es sich um Ausscheidungen des Typs $M_{23}C_6$ (Abb. 4.3) mit einer Größe von bis zu 2 µm (Abb. 4.2), wobei die größten Ausscheidungen auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen zu finden sind. Im Ausgangszustand besitzt der Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 eine Härte von 330 HV 0,05 und einen Restaustenitgehalt von unter 1%.

Kurzzeitwärmebehandlung

Die Kurzzeitwärmebehandlungen am X39CrMo17 1 wurden durch Gleebleversuche und Laserversuche realisiert. Dabei traten in Abhängigkeit von der Kurzzeitwärmebehandlungsmethode keine signifikanten Unterschiede im Gefüge auf [s. Kap. 5.6.].

Das Aussehen des Gefüges nach einem Gleeble-Versuch mit einer Maximaltemperatur von 940°C zeigt Abb. 4.4. Das Gefüge hat sich gegenüber dem Ausgangszustand (Abb. 4.1) verändert, allgemein wird dieses Gefüge als angelassener Martensit bezeichnet. Die ehemaligen Austenitkorngrenzen sind, im Gegensatz zum Ausgangsgefüge, deutlicher zu erkennen. Abb. 4.5 zeigt das Gefüge

einer Gleebleprobe nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\max} = 1200^{\circ}\text{C}$. Dieses Gefüge ist ebenfalls als angelassener Martensit zu bezeichnen. Die Korngrenzen sind deutlicher als bei der Kurzzeitwärmebehandlung mit niedriger Maximaltemperatur zu erkennen. Neben dem angelassenen Martensit ist auch Austenit im Gefüge vorhanden.

Für die Kurzzeitwärmebehandlungen im Temperaturbereich von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ bis $T_{\max} = 1200^{\circ}\text{C}$ (Abb. 4.6, 4.7) ist eine deutliche Abnahme der Ausscheidungsanzahl im Gefüge zu erkennen. Die kleineren Ausscheidungen haben sich aufgelöst. Die größeren Ausscheidungen entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen sind noch vorhanden. Bei einer Probe, die mit einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1200^{\circ}\text{C}$ kurzzeitwärmebehandelt wurde, konnten Ausscheidungen von bis zu $1\text{ }\mu\text{m}$ Größe (Abb. 4.8) nachgewiesen werden.

Die nach den Gleebleversuchen am X39CrMo17 1 auftretenden Gefügeänderungen, die über das gesamte Probenvolumen vorliegen, zeigen sich auch bei den kurzzeitlaserwärmebehandelten Proben. Allerdings tritt hier ein Gefügegradient, entsprechend dem Temperaturgradienten von der Probenoberfläche in das Probeninnere, auf. Bis zu maximalen Laserwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ (Abb. 4.9) kommt es zu leichten Anlaßeffekten direkt unter der Probenoberfläche. Das Gefüge erscheint klarer strukturiert. Erst bei einer um 100°C höheren Maximaltemperatur bei der Laserwärmebehandlung zeigen sich erste Veränderungen in der Randschicht, wie in Abb. 4.10 zu erkennen ist. Bei höheren Maximaltemperaturen entsteht in der Randzone ein austenitisches Gefüge. Darüber hinaus nimmt die Zahl der sichtbaren Ausscheidungen zum Rand hin ab. In Abb. 4.11 ist dies anhand einer rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme des Gefüges einer Probe mit $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$ gut zu erkennen. Dort ist auch der Einfluß der Zeiligkeit im Werkstoff sichtbar. In einigen Bereichen sind an der Oberfläche überhaupt keine Ausscheidungen (mit ausreichender Größe) mehr zu sehen, in anderen Bereichen reichte die Dauer oder die Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung offenbar nicht aus, um alle Ausscheidungen aufzulösen.

Die TEM-Untersuchungen an den kurzzeitwärmebehandelten Proben aus X39CrMo17 1 ergaben, daß unabhängig von der Maximaltemperatur, Ausscheidungen vom Typ M_{23}C_6 vorliegen (Abb. 4.12). Die Größe der Ausscheidungen ändert sich nur geringfügig durch die Kurzzeitwärmebehandlung.

Für höhere Maximaltemperaturen ($T_{\max} > 1100^{\circ}\text{C}$) ist ein Einformen der Ausscheidungen zu erkennen (Abb. 4.13).

Bis zu einer Maximaltemperatur von 950°C bei der Kurzzeitwärmebehandlung ändert sich der Restaustenitgehalt im X39CrMo17 1 nicht (Abb. 4.14). Wie im Ausgangszustand, wurde bei diesen Proben ein Restaustenitgehalt von 1 % ermittelt. Bei einer Maximaltemperatur von 1000°C wurde ein Restaustenitgehalt von 8 % ermittelt. Bei weiter steigender Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung kommt es zu einem kontinuierlichen Anstieg des Restaustenitgehaltes im X39CrMo17 1 bis auf 84 % bei $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$. Die bisher genannten Restaustenitgehalte gelten für Proben, die mit Aufheizraten zwischen 1010 K/s und 1850 K/s (geringe Aufheizraten) kurzzeitwärmebehandelt wurden. Für Proben, die mit Aufheizraten zwischen 4060 K/s und 5450 K/s (hohe Aufheizraten) kurzzeitwärmebehandelt wurden, ändern sich die Restaustenitgehalte dahingehend, daß bei gleicher Maximaltemperatur die Restaustenitgehalte der Proben mit höherer Aufheizrate geringer sind (Abb. 4.14).

Auch bei der Härte des kurzzeitwärmebehandelten X39CrMo17 1 ist, bis zu einer Maximaltemperatur von 950°C , keine Änderung gegenüber dem Ausgangszustand zu verzeichnen. Ab $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ steigt die Härte kontinuierlich von 400 HV 0,05 auf einen Maximalwert von 750 HV 0,05 bei $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ an (Abb. 4.15). Bei weiter steigender Maximaltemperatur verringert sich die Härte wieder. Bei $T_{\max} = 1250^{\circ}\text{C}$ wurde eine Härte von 630 HV 0,05 gemessen.

Die c_m/a_m -Verhältnisse des Martensits, die ein Maß für die martensitische Verspannung sind, sind in Abb. 4.16 dargestellt. Ab einer maximalen Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ nehmen die c_m/a_m -Verhältnisse zu. Die maximale martensitische Verspannung ist bei einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ erreicht. Für noch höhere Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen ist eine Abnahme der c_m/a_m -Verhältnisse zu verzeichnen. Der Einfluß der Aufheizraten zeigt sich besonders bei einer Maximaltemperatur von 1100°C (Abb. 4.16). Das c_m/a_m -Verhältnis ist für Proben mit hoher Aufheizrate geringer als bei vergleichbaren Proben, die mit geringer Aufheizrate kurzzeitwärmebehandelt wurden.

Für den X39CrMo17 1 ist mit steigender Maximaltemperatur bei der Kurzzeitwärmebehandlung eine Abnahme der Domänengröße von 450 \AA bei $T_{\max} = 850^{\circ}\text{C}$ auf 50 \AA bei $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ (Abb. 4.17) zu erkennen. Im Bereich von

850°C bis 950°C ist die Verringerung der Domänengröße deutlich zu sehen. Die Versetzungsdichte von $N_V = 2 \cdot 10^{11}/\text{cm}^2$ bei $T_{\text{max}} = 900^\circ\text{C}$ steigt bis zu einer Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung von $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ auf $N_V = 13 \cdot 10^{11}/\text{cm}^2$ an. Oberhalb von $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ nimmt die Versetzungsdichte wieder ab.

4.1.2. X30CrMoN15 1

Ausgangszustand

In den Abb. 4.18 / 4.19 ist das Ausgangsgefüge des X30CrMoN15 1 nach dem Lösungsglühen, Abschrecken, Tiefkühlen und Anlassen abgebildet. Wie in Abb. 4.18 gezeigt, stellt sich ein martensitisches Gefüge ein. Im Rasterelektronenmikroskop (Abb. 4.19) ist zu erkennen, daß die Martensitlatten und -zwillingsgrenzen mit feinen Ausscheidungen belegt sind.

Zur Darstellung und Charakterisierung dieser Ausscheidungen wurden TEM-Untersuchungen durchgeführt. Bei den Ausscheidungen handelt es sich um chromreiche (Abb. 4.20) Ausscheidungen mit einer mittleren Größe von ca. 30 nm. Anhand von Beugungsbildern konnte nachgewiesen werden, daß es sich überwiegend um Ausscheidungen der Typen M_7C_3 und Cr_2N (Abb. 4.21) handelt. Mit Hilfe der Neutronenkleinwinkelstreuung konnte gezeigt werden, daß wenige große Karbide und viele kleinere Nitride im Ausgangszustand des X30CrMoN15 1 vorliegen. In Abb. 4.22 ist die Größenverteilung der Ausscheidungen dargestellt. An einer zusätzlich weichgeglühten Probe (800°C/2h/Ofen) des Ausgangsmaterials zeigten sich im röntgenographischen Spektrum (Abb. 4.23) neben den α -Fe Peaks auch Reflexe, die dem Cr_2N zugeordnet werden können.

Im Ausgangszustand besitzt der hochstickstoffhaltige Stahl X30CrMoN15 1 eine Härte von 400 HV 0,05 und einen Restaustenitgehalt von 4 %.

Kurzzeitwärmebehandlung

Licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zeigen keine wesentlichen Veränderungen des martensitischen Ausgangsgefüges bis zu Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\text{max}} = 950^\circ\text{C}$. Der Martensit zeigt

leichte Anlaßeffekte und die ehemaligen Austenitkorngrenzen werden etwas ausgeprägter. Bei Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen (Abb. 4.24) zwischen 950°C und 1050°C werden die ehemaligen Austenitkorngrenzen deutlicher sichtbar. Das Aussehen des Martensits ändert sich dahingehend, daß die einzelnen Martensitnadeln nicht mehr so deutlich zu erkennen sind, sie wirken abgerundet. Ab Maximaltemperaturen bei der Kurzzeitwärmebehandlung oberhalb von $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ liegt ein rein austenitisches Gefüge (Abb. 4.25) vor.

Eine Laseroberflächenbehandlung des Stahles X30CrMoN15 1 mit einer Maximaltemperatur von $T_{\max} < 950^{\circ}\text{C}$ hat, wie in Abb. 4.26 zu sehen ist, keinen Einfluß auf das martensitische Gefüge. Erst nach Kurzzeitwärmebehandlungen mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ (Abb. 4.27) werden erste Veränderungen der Gefügestruktur in der äußersten Randschicht sichtbar. In Abb. 4.28 / 4.29 ist deutlich zu erkennen, daß das Gefüge in der äußersten Randschicht bereits nicht mehr vollständig martensitisch ist. Auch die Zahl der Ausscheidungen nimmt in diesem Bereich ab. Unter dem umgewandelten Gefüge, dicht unterhalb der Oberfläche befindet sich ein Übergangsbereich, wo die ursprüngliche Martensitstruktur nur noch schwach zu erkennen ist.

TEM-Untersuchungen (Abb. 4.30) an den Gleebleproben aus X30CrMoN15 1 zeigen den Einfluß der Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung auf das Ausscheidungsverhalten. Im Temperaturbereich von $T_{\max} = 700^{\circ}\text{C}$ bis $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ ist ein Anwachsen der Ausscheidungen zu verzeichnen. Der Größenzuwachs zeigt sich überwiegend in einer Verlängerung der Ausscheidungen. Die ursprüngliche Breite ändert sich kaum. Es kommt auch zur Bildung von Ausscheidungskonglomeraten (Abb. 4.30 b), einer Vorstufe des Zusammenwachsens der einzelnen Ausscheidungen. Bei einer Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1020^{\circ}\text{C}$ weisen die Ausscheidungen eine runde Form auf. Ihre Größe ist deutlicher geringer als die Größe der Ausscheidungen, die in der Probe, die mit $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ kurzzeitwärmebehandelt wurde, gefunden wurden. Für Proben, die mit $T_{\max} > 1150^{\circ}\text{C}$ wärmebehandelt wurden, sind mittels TEM keine Ausscheidungen mehr nachzuweisen. Bei den Nitriden handelt es sich um kohärent eingelagerte Cr_2N (Abb. 4.31, 4.32), die wenigen, aber größeren, Karbide sind M_7C_3 (Abb. 4.33). In Proben, die mit Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ bis $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ wärmebehandelt wurden, zeigten sich die Ausscheidungen vermehrt in der austenitischen Teilphase (Abb. 4.34).

Um das Ausscheidungsverhalten des X30CrMoN15 1 eingehender charakterisieren zu können, wurden zusätzliche Untersuchungen mittels Neutronenkleinwinkelstreuung durchgeführt. Die ermittelten Streuintensitäten ergeben Aussagen über die Größen- und Volumenverteilungen von kleinen Ausscheidungen ($< 100\text{nm}$). In Abb. 4.35 sind exemplarisch 3 Streuintensitätsverteilungen dargestellt. Die hohen Streuintensitäten für die Proben, die bei $T_{\text{max}} = 750^\circ\text{C}$ und $T_{\text{max}} = 935^\circ\text{C}$ kurzzeitwärmebehandelt wurden, deuten an, daß ein hoher Volumenanteil an streuenden Ausscheidungen im X30CrMoN15 1 vorhanden ist. Für eine Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{max}} = 1260^\circ\text{C}$ ist die Streuintensität der Probe um den Faktor 1000 geringer, und somit das Gesamtvolumen der streuenden Ausscheidungen um den Faktor 1000 geringer. Das lokale Maximum in der Intensität für einen Streuvektor von $q = 0,2\text{ nm}^{-1}$ der Probe, die bei $T_{\text{max}} = 750^\circ\text{C}$ kurzzeitwärmebehandelt wurde, entspricht einem Maximum in der Intensitätsverteilung von Ausscheidungen der Größenordnung Radius $r = 20\text{ nm}$. Im Temperaturbereich von $T_{\text{max}} = 750^\circ\text{C}$ bis $T_{\text{max}} = 1020^\circ\text{C}$ wächst der mittlere Durchmesser der Nitride im X30CrMoN15 1 (Abb. 4.36) auf ein Maximum von etwa 40 nm an. Durch eine Erhöhung der Maximaltemperatur bei der Kurzzeitwärmebehandlung auf $T_{\text{max}} = 1055^\circ\text{C}$, verringert sich der mittlere Teilchendurchmesser der Nitride auf 5 nm . Für $T_{\text{max}} > 1055^\circ\text{C}$ ändert sich der Teilchendurchmesser der Nitride im X30CrMoN15 1 nicht mehr.

Der mittlere Teilchendurchmesser der Karbide im X30CrMoN15 1 bleibt bis zu Maximaltemperaturen von $T_{\text{max}} = 1020^\circ\text{C}$ nahezu unverändert bei ca. 80 nm und ist somit um bis zu 4 mal größer als der Teilchendurchmesser der Nitride. Für Maximaltemperaturen von $T_{\text{max}} > 1020^\circ\text{C}$ nimmt der mittlere Teilchendurchmesser der Karbide im X30CrMoN15 1 ab. Für eine Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} = 1260^\circ\text{C}$ beträgt der mittlere Teilchendurchmesser der Karbide 35 nm .

Das Ausscheidungsvolumen der Nitride im X30CrMoN15 1 (Abb. 4.37) ändert sich bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} = 935^\circ\text{C}$ nicht signifikant. Ab einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} > 935^\circ\text{C}$ nimmt der Volumenanteil der Nitride im X30CrMoN15 1 stark ab. Für Maximaltemperaturen von $T_{\text{max}} > 1055^\circ\text{C}$ ist der Volumenanteil der Nitride nahe Null. Der Volumenanteil der Karbide im X30CrMoN15 1 ist höher als der Volumenanteil der Nitride und bleibt bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} = 1020^\circ\text{C}$ unverändert. Erst für Maximaltemperaturen

oberhalb von $T_{\max} = 1020^{\circ}\text{C}$ nimmt auch der Volumenanteil der Karbide im X30CrMoN15 1 ab.

In den Abb. 4.38-4.40 sind die Größenverteilungen der Ausscheidungen nach unterschiedlichen Maximaltemperaturen bei der Kurzzeitwärmebehandlung dargestellt.

Die röntgenographisch ermittelten Restaustenitgehalte (Abb. 4.41) für kurzzeitwärmebehandelte Proben aus X30CrMoN15 1 ändern sich bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ nicht gegenüber dem Ausgangszustand, welcher einen Restaustenitgehalt von 4 % aufweist. Für eine Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ wurde ein Restaustenitgehalt von 8% ermittelt. Für weiter steigende Maximaltemperaturen ergibt sich ein kontinuierlicher Anstieg der Restaustenitgehalte bis auf 100% bei $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$. Oberhalb einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ ist das Gefüge des X30CrMoN15 1 voll-austenitisch. Die bisher genannten Restaustenitgehalte beziehen sich auf Kurzzeitwärmebehandlungen mit Aufheizraten zwischen 1010 K/s und 1850 K/s. Eine Erhöhung der Aufheizrate auf 4060 K/s – 5900 K/s (je nach erreichter Maximaltemperatur) ergibt eine Abnahme des Restaustenitgehaltes bei gleicher Maximaltemperatur. Der voll-austenitische Gefügestand wird erst für eine um 50°C höhere Maximaltemperatur (1150°C) erreicht. Für die laserwärmebehandelten Proben wurde der Restaustenitverlauf in der Tiefe ermittelt (Abb. 4.42). Entsprechend dem bei der Laserwärmebehandlung vorliegenden Temperaturgradienten ist eine Abnahme der Restaustenitgehalte von der Oberfläche in die Tiefe zu verzeichnen. Für eine maximale Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ nimmt der Restaustenitgehalt von 36 % an der Oberfläche auf 4 % (Restaustenitgehalt des Ausgangszustandes) in 100 μm Tiefe ab. Für eine maximale Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ ist ausgehend von einem Restaustenitgehalt von 70 %, der Restaustenitgehalt des Ausgangszustandes (4%) in einer Tiefe von 120 μm erreicht. Durch eine Erhöhung der Aufheizrate verringert sich die Tiefe, in der eine Erhöhung des Restaustenitgehaltes gegenüber dem Ausgangszustand zu verzeichnen ist.

Die Härte (Abb. 4.43) von 400 HV 0,05 des X30CrMoN15 1 im Ausgangszustand ändert sich durch eine Kurzzeitwärmebehandlung bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ nicht. Für $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ nimmt die Härte zu. Für $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ erreicht die Härte mit 800 HV 0,05 ein Maximum. Für weiter steigende

Maximaltemperaturen während der Kurzzeitwärmebehandlung nimmt die erreichte Härte kontinuierlich ab. Ab $T_{\max} = 1250^{\circ}\text{C}$ bleibt die Härte konstant bei ca. 400 HV 0,05. Die bisher genannten Härtewerte gelten wiederum für die als „geringe Aufheizrate“ genannten Aufheizraten zwischen 1010 K/s bis 1850 K/s. Für hohe Aufheizraten (4060 K/s – 5900 K/s) ist erst für eine Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ ein Anstieg der Härte des X30CrMoN15 1 zu verzeichnen. Das Härtemaximum von 800 HV 0,05 wird erst nach einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ erreicht. Für weiter steigende Maximaltemperaturen während der Kurzzeitwärmebehandlung ist ebenfalls eine Abnahme der Härte zu verzeichnen. An den Härteverläufen in der Tiefe (Abb. 4.44), ermittelt an den laserwärmebehandelten Proben, läßt sich ebenfalls (s. Restaustenitgehalt über die Tiefe (Abb. 4.42)) der Einfluß des Temperaturgradienten während einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung erkennen. Für eine Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ zeigt sich bis eine Tiefe von 80 μm eine nur geringe Härteabnahme von 800 HV 0,05 auf 750 HV 0,05. Im Tiefenbereich von 80 μm bis 140 μm nimmt die Härte um 300 HV 0,05 auf 450 HV 0,05 ab. Bis zu einer Tiefe von 420 μm geht die Härte auf 400 HV 0,05 zurück. Für eine Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ ist mit zunehmender Tiefe ein Härteanstieg von 400 HV 0,05 an der Oberfläche auf 750 HV 0,05 in 180 μm Tiefe ermittelt worden. Nach Überschreiten des Härtemaximums in 180 μm Tiefe kommt es ebenfalls zu einer starken Härteabnahme auf 500 HV 0,05 innerhalb von nur 40 μm . In einer Tiefe von 420 μm entspricht die gemessenen Härte von 400 HV 0,05 wieder der Härte des Ausgangszustandes.

Eine Erhöhung der Aufheizrate der Kurzzeitlaserwärmebehandlung verringert die Einhärtetiefe bei gleicher Maximaltemperatur.

Das c_m/a_m Verhältnis des 200-Reflexes des krz- α -Fe nach verschiedenen Kurzzeitwärmebehandlungen des X30CrMoN15 1 ist in Abb. 4.45 dargestellt. Dabei bedeutet ein c_m/a_m Verhältnis von 1, daß sich kein tetragonal verspannter Martensit im Gefüge befindet. Ab einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ und einer geringen Aufheizrate erhöht sich das c_m/a_m Verhältnis, die Aufspaltung des 200 α -Fe-Reflexes wird größer und steigt bis auf 1,018 bei $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ an. Das c_m/a_m Verhältnis in der Laserspür ist bei einer hohen Aufheizrate tendenziell geringer als in der Laserspür mit der niedrigen Aufheizrate (Abb.4.45).

In Abb. 4.46 sind die für verschiedene Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen des X30CrMoN15 1 ermittelten Domänengrößen und die Versetzungsdichten dargestellt.

Die für den Ausgangszustand des X30CrMoN15 1 bestimmte Versetzungsdichte von $2 \cdot 10^{11}$ Versetzungen pro cm^2 wurde auch in den Laserspuren mit Laserwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\text{max}} = 850^\circ\text{C}$ ermittelt. Für $T_{\text{max}} \geq 950^\circ\text{C}$ ist ein sprunghafter Anstieg der Versetzungsdichte zu verzeichnen.

Die Domänengröße vergrößert sich gegenüber dem Ausgangszustand des X30CrMoN15 1 (111\AA) bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} = 850^\circ\text{C}$ auf 370\AA . Bei $T_{\text{max}} = 950^\circ\text{C}$ ist eine deutliche Verkleinerung der kohärent streuenden Bereiche auf 95\AA zu verzeichnen. Bei noch höheren Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen steigt die Domänengröße auf 140\AA bei $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ an.

4.2. Eigenspannungen nach Laserwärmebehandlung

4.2.1. X39CrMo17 1

In Abb. 4.47 und Abb. 4.48 sind die Ergebnisse der Eigenspannungsanalysen in Längs- und Querrichtung über die Laserspuren, die auf den Versuchswerkstoff X39CrMo17 1 aufgebracht wurden, dargestellt. Es werden nur die phasenspezifischen Eigenspannungen im Ferrit/Martensit betrachtet, da in den meisten Proben nur ein sehr geringer Restaustenitgehalt vorhanden ist.

Bei einer Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{max}} = 900^\circ\text{C}$ sind in der Mitte der Laserspuren in Längs- und Querrichtung Zugeigenspannungen in Höhe von ca. 250 MPa vorhanden. Bei Laserwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\text{max}} = 950^\circ\text{C}$ geht der Zugeigenspannungszustand in der Mitte der Laserspuren in einen Druckeigenspannungszustand in Längs- und Querrichtung über. Die Druckeigenspannungen in der Laserspurmittle erreichen bei einer maximalen Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ mit ca. -300 MPa in Längs- und -450 MPa in Querrichtung ein Maximum. Bei weiter steigenden Laserwärmebehandlungstemperaturen ($T_{\text{max}} = 1050^\circ\text{C}$) nehmen die Druckeigenspannungswerte in Längs- und in Querrichtung kontinuierlich bis auf -250 MPa bei $T_{\text{max}} = 1150^\circ\text{C}$ ab. Am Laserspurrand wurden in allen Proben, unabhängig von der maximalen Laserwärmebehandlungstemperatur, Zugeigenspannungen ermittelt. Die Eigenspannungen in Längsrichtung sind dabei mit ca. 200 MPa deutlich geringer als die Eigenspannungen in Querrichtung (ca. 700 MPa). Weiterhin ist zu beobachten, daß sich das Zugeigenspannungsmaximum am Rand der Laserspür systematisch mit

der Erhöhung der maximalen Laserwärmebehandlungstemperatur von der Laserspurmitte entfernt. Dieses gilt für die Längs- und Quereigenspannungen. Der Eigenspannungszustand geht in einer Entfernung von etwa 4 mm neben der Laserspur in den ursprünglichen Eigenspannungszustand des Grundmaterials über. In den Abbildungen 4.49-4.52 ist der Einfluß der Aufheizrate bei der Laserwärmebehandlung von X39CrMo17 1 auf den sich ausbildenden Eigenspannungszustand dargestellt. Dabei zeigt sich, daß für eine Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ ein deutlicher Einfluß der Aufheizgeschwindigkeit auf den Eigenspannungsverlauf vorliegt. Bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 1500 K/s liegen in der Mitte der Laserspur die maximalen Druckeigenspannungen in Längs- (-300 MPa) und Querrichtung (-450 MPa) vor. Durch eine Erhöhung der Aufheizrate, bei gleicher Maximaltemperatur, auf 4900 K/s befinden sich in der Laserspurmitte geringe Zugeigenspannungen von 50 MPa in Längsrichtung und in Querrichtung geringe Druckeigenspannungen von -100 MPa. Bei einer Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ ist in der Laserspurmitte kein signifikanter Unterschied zwischen den verschiedenen Aufheizraten im Eigenspannungszustand zu registrieren. Weiterhin ist zu erkennen, daß sich durch eine Erhöhung der Aufheizrate das Zugeigenspannungsmaximum vom Laserspurrand zur Laserspurmitte hin verschiebt (Abb. 4.51, 4.52).

4.2.2. X30CrMoN15 1

In den Laserspuren, die auf den X30CrMoN15 1 (Abb. 4.53/4.54) aufgebracht wurden, liegen Zugeigenspannungen in Längs- und Querrichtung für Proben, die mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} = 850^{\circ}\text{C}$ kurzzeitelaserwärmebehandelt wurden, vor. Wie schon bei den Laserspuren, die auf den X39CrMo17 1 aufgebracht wurden zeigt sich, daß die Eigenspannungskomponente in Querrichtung größer ist als die Eigenspannungskomponente in Längsrichtung. In der Probe, die mit einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandelt wurde, liegen in Längsrichtung geringe Zugeigenspannungen (ca. 100 MPa) und in Querrichtung Druckeigenspannungen (-250 MPa) vor. Die Probe, die mit $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandelt wurde, zeigt in Längs- und in Querrichtung Druckeigenspannungen, wobei die Eigenspannungskomponente in Querrichtung

wiederum größer als in Längsrichtung ist. Am Laserspurrand liegen, unabhängig von der Maximaltemperatur, Zugeigenspannungen in Längs- und Querrichtung vor. In einer Entfernung von 2 mm vom Laserspurrand sind die Eigenspannungswerte im Bereich des unbehandelten Grundmaterials.

In den Abbildungen 4.55/4.56 sind die Eigenspannungsverläufe in Längs- und Querrichtung für eine maximale Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ bei unterschiedlichen Aufheizraten dargestellt. In der Laserspur, die mit einer hohen Aufheizrate von 4520 K/s kurzzeitleaserwärmebehandelt wurde, sind die Druckeigenspannungen innerhalb der Laserspur in Längs- und Querrichtung geringfügig höher als in der vergleichbaren Laserspur, die mit einer Aufheizrate von 1360 K/s hergestellt wurde.

In Abb. 4.57 ist der röntgenographisch ermittelte Eigenspannungszustand dieser Laserspur über der Tiefe aufgetragen. Dabei zeigt sich, daß der Betrag der Druckeigenspannungen mit zunehmender Tiefe abnimmt. Ab 100 μm Tiefe sind in der Laserspur nur noch Zugeigenspannungen vorhanden.

Bisher wurden nur die phasenspezifischen Eigenspannungen im Ferrit/Martensit betrachtet, da in den meisten Fällen der Restaustenitgehalt sehr gering war. Im Falle von Mehrfachlaserspuren, die mit $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurden, sind die Restaustenitgehalte so groß, daß die Eigenspannungen in der austenitischen Phase zur Beschreibung des Eigenspannungszustandes an der Probenoberfläche mit betrachtet werden müssen. Die Laserspuren mit einer Breite von 10 mm wurden mit verschiedenen Überlappungsgraden auf den X30CrMoN15 1 aufgebracht. Die Restaustenitgehalte (Abb. 4.58) variieren, je nach Lage innerhalb der Laserspuren, zwischen 4 % und 90 %. Die höchsten Restaustenitgehalte wurden jeweils in der Mitte der jeweiligen Laserspur ermittelt. An den Rändern der Laserspuren waren die Restaustenitgehalte um so geringer, je kleiner der Überlappungsbereich war. Die Makroeigenspannungen, ermittelt aus der Wichtung der phasenspezifischen Eigenspannungen in der ferritischen/martensitischen und der austenitischen Phase, sind in Abb. 4.59 dargestellt. In der austenitischen Phase liegen ausschließlich Zugeigenspannungen vor, was zusammen mit den überwiegend hohen Phasenanteilen des Austenites zu Zugmakroeigenspannungen in der Probe führt.

4.3. Korrosionsverhalten

4.3.1. X39CrMo17 1

Flächenkorrosion

Stomdichte-Potentialkurven, aufgenommen in 3 %-iger Schwefelsäure, für den laserwärmebehandelten X39CrMo17 1 sind in Abb. 4.60 dargestellt. Beim X39CrMo17 1 werden die Passivstromdichte und das Durchbruchpotential durch die Kurzzeitlaserwärmebehandlung kaum beeinflusst (Tabelle 4.1, 4.2). Mit einer Erhöhung der Laserwärmebehandlungstemperatur verringert sich die Passivierungsstromdichte geringfügig. Das Passivierungspotential bleibt jedoch durch die Laserwärmebehandlung nahezu unverändert. Die Untersuchung der korrodierten Oberflächen des X39CrMo17 1 (Abb.4.61) ergab einen verstärkten Korrosionsangriff entlang der früheren Austenitkorngrenzen, die durch Karbide belegt waren.

Lochkorrosion

Im Falle des X39CrMo17 1 schwanken die Ruhepotentiale zwischen -100 mV und 90 mV, wobei keine Systematik in Hinblick auf die Laserwärmebehandlungsparameter zu erkennen ist. Für das Grundmaterial und die Probe mit einer Maximaltemperatur der Laserkurzzeitwärmebehandlung von 800°C konnte kein Durchbruchpotential ermittelt werden, da nach Erreichen des Ruhepotentials ein kontinuierlicher Anstieg der Stromdichte zu verzeichnen ist. Bei den Proben, die mit Maximaltemperaturen oberhalb 800°C laserwärmebehandelt wurden, lagen die Durchbruchpotentiale zwischen 160 mV und 300 mV (Tabelle 4.3). Auch hier konnte kein systematischer Zusammenhang zwischen Durchbruchpotential und Laserwärmebehandlungstemperatur festgestellt werden. In Abb.4.62/4.63 sind Korrosionslöcher abgebildet, wie sie für den X39CrMo17 1 typisch sind. Die Größe der gefundenen Korrosionslöcher variiert zwischen 50 µm und 100 µm. Neben den primären Korrosionslöchern liegen Löcher mit einem Durchmesser kleiner als <1 µm vor. Bei den primären Korrosionslöchern im X39CrMo17 1, unabhängig von den Laserwärmebehandlungsparametern der Oberfläche, handelt es sich überwiegend

um sogenannte „freigelegte“ Löcher. Innerhalb der Korrosionslöcher wurden große, kugelige, chromreiche Ausscheidungen (Abb. 4.64) gefunden.

4.3.2. X30CrMoN15 1

Flächenkorrosion

Die Stromdichte-Potential-Kurven, die für den X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Laserwärmebehandlungstemperatur aufgenommen wurden (Abb. 4.65), zeigen einen deutlichen Einfluß der Maximaltemperatur der Laserkurzzeitwärmebehandlung auf das Korrosionsverhalten. Die Kennwerte (Tabelle 4.4, 4.5) der Korrosionsversuche ergeben, daß eine Laserwärmebehandlung unterhalb von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ zu einer Erhöhung der Passivstromdichte und einer Erhöhung des Passivierungspotentials im Vergleich zum Grundmaterial führt, was einer Verschlechterung des Korrosionsverhaltens des X30CrMoN15 1 entspricht. Die Passivstromdichten erreichen bei einem Potential von ca. 700 mV ein lokales Maximum, welches bei einer Probe, die mit $T_{\max} = 850^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandelt und anschließend 2 h bei 200°C entspannt geglüht wurde (Abb. 4.66), nicht auftritt. Nach Laserwärmebehandlungen mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ nehmen die Passivstromdichte und das Passivierungspotential wieder ab. Die Passivstromdichten weisen bei diesen Laserwärmebehandlungstemperaturen kein lokales Maximum auf. Die korrodierten Oberflächen des X30CrMoN15 1 (Abb. 4.67) weisen sehr viele kleine Mulden innerhalb der ehemaligen Austenitkörner auf. Entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen erscheinen diese Mulden durch Zusammenwachsen als Furchen (Abb. 4.68).

Lochkorrosion

Die Stromdichte-Potentialkurven, aufgenommen in 3%-iger NaCl-Lösung, sind in Abb. 4.69 dargestellt. Beim stickstoffhaltigen Stahl X30CrMoN15 1 (Tabelle 4.3) liegen die Ruhepotentiale zwischen -20mV und 110mV. Die Durchbruchspotentiale variieren zwischen 190 mV und 1390 mV. Bei Maximaltemperaturen der Laserwärmebehandlung bis $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ verschlechtert sich der Korrosionswiderstand gegen Lochfraß gegenüber dem Grundmaterial. Dieses äußert

sich in einer Verringerung des Durchbruchpotentials. Für Laserwärmebehandlungstemperaturen von $T_{\max} > 950^{\circ}\text{C}$ verbessert sich, mit zunehmender Laserwärmebehandlungstemperatur, die Beständigkeit gegen Lochkorrosion. Aus Abb. 4.70 ist zu erkennen, daß neben der Maximaltemperatur bei der Kurzzeitwärmebehandlung auch die Aufheizrate einen Einfluß auf die Lage des Durchbruchpotentials hat. Dieses äußert sich darin, daß bei gleicher Laserwärmebehandlungstemperatur die Proben, die mit einer hohen Aufheizrate laserwärmebehandelt wurden, geringfügig kleinere Durchbruchpotentiale aufweisen. Beim X30CrMoN15 1 zeigte die Untersuchung der Korrosionslöcher mittels REM (Abb. 4.71-4.76), daß die Größe und die Form stark von der Kurzzeitlaserwärmebehandlung abhängig ist. So wurden bei Proben mit hohen Zugeigenspannungen im Ferrit an der Oberfläche Korrosionslöcher mit deutlichen Rißspuren am Lochrand (Abb. 4.71) gefunden. Bei Proben mit Druckeigenspannungen im Martensit sind die Korrosionslöcher (Abb. 4.72) rund mit relativ scharf begrenztem Rand. Bei den Proben, die mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ (Abb. 4.73) kurzzeitlaserwärmebehandelt wurden, welche eine voll-austenitische, unter Zugeigenspannungen stehende Oberfläche, aufweisen, zeigen sich Risse, die vom Lochrand in die nicht geschädigte Oberfläche laufen.

5. Diskussion

5.1. Überblick

Martensitische stickstofflegierte Chromstähle weisen einige vorteilhafte Eigenschaften, wie z.B. höhere Korrosionsbeständigkeit, gegenüber vergleichbaren kohlenstofflegierten Stählen auf.

Da die Eigenschaften im wesentlichen vom Gefügebau abhängig sind, soll im folgenden der Einfluß einer Kurzzeitwärmebehandlung mit unterschiedlichen Maximaltemperaturen und Aufheizraten auf die Gefügebildung eines konventionellen (stickstofffreien) Stahls (X39CrMo17 1) mit der Gefügebildung des stickstofflegierten Stahls X30CrMoN15 1 + 0,4% N diskutiert werden. Von besonderem Interesse ist hierbei neben den Restaustenitgehalten, der Härte und der Versetzungsdichten nach der Kurzzeitwärmebehandlung auch die Auflösungs- bzw. Ausscheidungskinetik der Karbide und Nitride.

Durch eine Kurzzeitlaserwärmebehandlung kommt es zu einer Änderung des Eigenspannungszustandes. Hier soll gezeigt werden, wie sich die Änderung der Laserwärmebehandlungsparameter auf die Ausbildung des Eigenspannungszustandes in der Laserspür und in der Wärmeeinflußzone, neben und unter der Laserspür, auswirkt.

In Hinblick auf den technischen Einsatz der Stähle X39CrMo17 1 und X30CrMoN15 1 + 0,4% ist die Korrosionsbeständigkeit gegenüber Flächenkorrosion und Lochfraßkorrosion nach verschiedenen Kurzzeitwärmebehandlungen von besonderem Interesse.

Die Kurzzeitwärmebehandlung wurde durch zwei grundsätzlich verschiedene Verfahren realisiert: der Kurzzeitlaserwärmebehandlung mit Selbstabschreckung und den Gleebleversuchen (konduktive Erwärmung mit Wasserabschreckung). Es soll diskutiert werden, ob eine Vergleichbarkeit der Gefüge und des Korrosionsverhaltens bei vergleichbaren Maximaltemperaturen und Aufheizraten vorliegt.

5.2. Gefüge

5.2.1. Ausgangszustand

In hochlegierten Chromstählen sind nach einer Weichglühung Kohlenstoff und Stickstoff weitestgehend in Karbiden und Nitriden abgebunden. Durch eine Lösungsglühbehandlung, oberhalb der Austenitisierungstemperatur des Stahls, können diese Ausscheidungen aufgelöst werden. Ziel muß es sein, soviel Ausscheidungen wie möglich in Lösung zu bringen. Beim anschließenden Abschrecken bewirken insbesondere die interstitiell gelösten Kohlenstoff- und / oder Stickstoffatome eine Härtung des Gefüges. Je nach Legierungszusammensetzung kann es aber auch zu einer Stabilisierung des Austenits durch die gelösten Kohlenstoff- und / oder Stickstoffatome kommen, wodurch die M_f (Martensit finish) Linie zu niedrigeren Temperatur verschoben wird. In anschließenden Anlaßbehandlungen kommt es durch Ausscheidungsbildung und Ausscheidungswachstum zu einer Abnahme der interstitiell gelösten Kohlenstoff- und / oder Stickstoffatome und damit zu einer Verringerung der Härte und des Restaustenitgehaltes des Stahls. Die Ausscheidungsabfolge in hochlegierten Stählen und ihre Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und -dauer, wurde schon von vielen Autoren /Bungardt 58, Holleck 84, Lueg 90, Gavriljuk 99, Böttger 99-1/beschrieben.

Im Stahl X39CrMo17 1 wurden nach einer Anlaßbehandlung bei 700°C Ausscheidungen vom Typ Cr₂₃C₆ gefunden. Diese chromreichen Ausscheidungen mit einer Größe von bis zu 2 µm sind vor allem entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen angeordnet. Dies ist darauf zurückzuführen, daß die Keimbildung bevorzugt an Orten mit einer niedrigen Keimbildungsenergie, wie z.B. Korngrenzen oder Subkorngrenzen, beginnt. Nach /Holleck 84/ kann sich bei Anwesenheit von Molybdän und Anlaßtemperaturen oberhalb von 500°C zudem Fe₂₁Mo₂C₆ bilden. Da große Ausscheidungen nicht zu einer Härtesteigerung des Gefüges beitragen und härtesteigernde Gitterbaufehler bei Temperaturen von 700°C ausheilen können, ergibt sich im Ausgangszustand des X39CrMo17 1 die relativ geringe Härte von 330 HV 0,05.

Wird der Kohlenstoff teilweise durch Stickstoff ersetzt, wie beim hochstickstofflegierten X30CrMoN15 1 + 0,4 % N, ergibt sich bei einer

Anlaßtemperatur von 620°C ein anderes Ausscheidungsverhalten als beim X39CrMo17 1. Die im Ausgangszustand des X30CrMoN15 1 vorliegenden Karbide vom Typ Cr_7C_3 sind mit einem mittleren Durchmesser von 80 nm um mehr als eine Größenordnung kleiner als die Karbide im X39CrMo17 1. Die Nitride vom Typ Cr_2N im X30CrMoN15 1 sind mit durchschnittlich 30 nm etwa halb so groß wie die Karbide. Nach /Lueg 90/ bilden sich die Cr_2N aus MN Nitriden, die sich in einem ersten Ausscheidungsschritt kohärent an Versetzungen gebildet haben. Durch Ausscheidungswachstum bilden sich dann Cr_2N die mit zunehmender Größe teilkohärent bzw. inkohärent im Gitter vorliegen. Da die Versetzungen als bevorzugte Keimbildungsstellen wirken, ergibt sich eine feindisperse Verteilung der Nitride, wie sie im X30CrMoN15 1 gefunden wurde. Auch die Gleichorientierung der Nitride innerhalb eines Korns (Abb. 4.32) deutet darauf hin, daß sie kohärent entstanden sind. Die Härte des X30CrMoN15 1 im Ausgangszustand ist mit 400 HV 0,05 um 70 HV 0,05 höher als beim X39CrMo17 1, was sich auf die kleinen feinverteilten Ausscheidungen zurückführen läßt. Der Restaustenitgehalt von 4 % im Ausgangszustand des X30CrMoN15 1 zeigt, daß während der Anlaßbehandlung noch nicht alle gelösten Kohlenstoff- und Stickstoffatome in Form von Ausscheidungen abgebunden sind. Wenn alle austenitstabilisierenden interstitiell gelösten Kohlenstoff- und Stickstoffatome in Form von Ausscheidungen abgebunden sind, ergibt sich wie beim X39CrMo17 1 ein Restaustenitgehalt unterhalb der röntgenographischen Nachweisgrenze von <1 %.

5.2.2. Gefüge nach Kurzzeitwärmebehandlung

Konventionelle Härteverfahren beruhen auf einer langsamen Erwärmung und raschen Abkühlung des Stahls /Schatt 72/. Durch die langsame Erwärmung und dementsprechender langen Verweildauer im Austenitgebiet kommt es zur Auflösung der Ausscheidungen und zur Ausbildung eines homogenen Austenits.

Durch eine Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit kommt es zur Verschiebung der Austenitisierungstemperatur zu höheren Temperaturen. Nach /Berns 80/ ergibt sich bei einem Stahl mit 0,7 % Kohlenstoff eine Erhöhung der Umwandlungstemperatur des Perlits von $A_{c1b} = 730^\circ\text{C}$ bei einer Aufheizrate von 0,5 K/s auf $A_{c1b} = 760^\circ\text{C}$ bei einer Aufheizrate von 15 K/s. Auch die Temperaturdifferenz zwischen Umwandlungsbeginn und Umwandlungsende wird größer. Diese

Temperaturverschiebungen der Austenitisierung kann dem ZTA Diagramm (Zeit-Temperatur-Auflösungsschaubild) für den entsprechenden Stahl entnommen werden.

Auch bei der Abkühlung kommt es zu einer Verschiebung der Umwandlungstemperatur. Wiederum für einen Stahl mit 0,7 % C ergeben sich folgende Temperaturverschiebungen. Bei einer Abkühlrate von 5 K/s beginnt die Ferritbildung bei 690°C und die Perlitbildung bei 670°C. Im Ergebnis erhält man ein ferritisch-perlitisches Gefüge. Durch Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit wird zuerst die Ferritbildung unterdrückt. Bei einer Abkühlrate von 60 K/s beginnt sich unterhalb von $T = 610^{\circ}\text{C}$ Perlit zu bilden. Bei 500°C hat sich erst 80 % Perlit gebildet. Unterhalb von 500 °C ist die Diffusion der Eisenatome sehr stark eingeschränkt, so daß sich die verbleibenden 20 % Austenit nur noch durch Kohlenstoffdiffusion umwandeln können. Es bildet sich Bainit. Durch eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auf 600 K/s wird die Diffusionsmöglichkeit der Eisen- und Kohlenstoffatome unterdrückt. Die auf Zwischengitterplätzen zwangsgelösten Kohlenstoffatome stabilisieren den Austenit bis 210°C. Unterhalb dieser Temperatur beginnt der Austenit diffusionslos in Martensit umzuklappen. Diese Temperatur wird als Martensitstarttemperatur (M_s -Temperatur) bezeichnet. Die Umwandlung ist bei der Martensitfinishtemperatur (M_f -Temperatur) beendet. Je nach Stahl kann diese M_f -Temperatur auch unterhalb der Raumtemperatur liegen, so daß Restaustenit zurückbleibt. Die M_s - und die M_f -Temperatur ist nicht von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig, sondern von der Stahlzusammensetzung und der Anzahl der interstitiell gelösten Fremdatome (z.B. Kohlenstoff und Stickstoff).

Nach /Stuhlmann 54/ kann die M_s -Temperatur nach folgender Formel berechnet werden:

$$M_s [^{\circ}\text{C}] = 550^{\circ}\text{C} - (350 \text{ wt\%C} + 20 \text{ wt\%Cr} + 10 \text{ wt\%Mo} + 17 \text{ wt\%Ni})^{\circ}\text{C/wt\%} \quad (\text{Gl. 5.1})$$

Diese Näherungsformel zur Bestimmung der Martensitstarttemperatur gilt nur für in Lösung befindliche Legierungselemente.

Für den X39CrMo17 1 ergibt sich danach eine M_s -Temperatur von 60 °C. Wenn davon ausgegangen wird, daß der Stickstoff mindestens die gleiche stabilisierende Wirkung wie der Kohlenstoff besitzt, ergibt sich für den hochstickstofflegierten X30CrMoN15 1 eine M_s -Temperatur von -5°C. Nach /Razim 85/ folgt, daß je mehr

Legierungselemente in Form von Ausscheidungen abgebunden sind, um so höher ist die M_s -Temperatur.

Die Umwandlungsabfolge für verschiedene Stähle kann den entsprechenden kontinuierlichen ZTU-Schaubildern (Zeit-Temperatur-Umwandlung) entnommen werden. Im folgenden soll nun diskutiert werden, wie sich eine Kurzzeitwärmebehandlung mit Aufheizraten von mehr als 1 000 K/s und Abkühlraten von bis zu 10 000 K/s auf das Gefüge und die Härte des konventionellen Kaltarbeitsstahls X39CrMo17 1 und des hochstickstofflegierten X30CrMoN15 1 + 0,4 %N auswirkt.

Restaustenitgehalt und Härte

Die Härtewerte der Proben, die oberhalb der Umwandlungstemperatur kurzzeitwärmebehandelt wurden, werden durch drei Faktoren bestimmt, den Martensitgehalt (wirkt härtesteigernd), den Austenitgehalt (verringert die Härte) und den Ausscheidungen. Der Einfluß der Ausscheidungen auf die Härte, hängt von der Größe, Anzahl und Verteilung der Ausscheidungen ab.

Für den X39CrMo17 1 ändert sich nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur bis $T_{\max} = 950^\circ\text{C}$ weder die Härte noch der Restaustenitgehalt (Abb. 5.1). Es kann also davon ausgegangen werden, daß die Umwandlungstemperatur des X39CrMo17 1 bei Aufheizraten über 1000 K/s bei $T_{\max} = 950^\circ\text{C}$ noch nicht erreicht ist. Der Härteanstieg des Gefüges nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$ bei gleichzeitig unverändertem Restaustenitgehalt zeigt, daß die Umwandlungstemperatur überschritten wurde, ohne jedoch den Auflösungsprozeß der Karbide zu starten. Es hat sich partiell Austenit gebildet, der beim Abkühlen in Martensit umwandeln kann. Die Diffusionszeit für die Karbidauflösung ist jedoch bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$ mit 0,04s (Abb. 5.2, 5.3) viel zu kurz, um merklich Kohlenstoff in Lösung zu bringen, welcher den Restaustenit stabilisieren könnte. Der ab einer Maximaltemperatur bei der Kurzzeitwärmebehandlung von $T_{\max} = 1050^\circ\text{C}$ erfolgte Anstieg des Restaustenitgehaltes bei gleichzeitig weiter steigender Härte zeigt, daß die Verweildauer im Austenitgebiet groß genug ist, um Kohlenstoff aus den Cr_{23}C_6 Ausscheidungen in Lösung zu bringen, der beim Abkühlen einen Teil des Austenits stabilisiert. Bei dieser Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur hat sich mehr Austenit

gebildet, der beim Abkühlen in Martensit umwandelt und zur Härtesteigerung führt. Daß sich bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1050$ mehr Martensit gebildet hat, zeigt auch der Anstieg des c_m/a_m -Verhältnisses (Abb. 4.16). Bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1150^\circ\text{C}$ überwiegt der Einfluß der Martensitneubildung gegenüber der restaustenitstabilisierenden Kohlenstoffdiffusion. Dieses äußert sich in einem kontinuierlichem Härteanstieg. Daß es bei weiter steigender Maximaltemperatur zu einer Verringerung der Härte kommt, ist auf den Anstieg des Restaustenitgehaltes auf über 70 % bei einer Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1250^\circ\text{C}$ zurückzuführen.

Im Falle des X39CrMo17 1 werden durch eine Kurzzeitwärmebehandlung, im Gegensatz zum X30CrMoN15 1 (Abb. 4.14), keine Restaustenitgehalte von 100 % erreicht. Dieses Ergebnis hängt mit der unvollständigen Karbidauflösung (Abb. 4.13) zusammen. Durch die Erhöhung der Aufheizrate von etwa 1000 K/s auf ca. 5000 K/s erhöht sich die Austenitisierungstemperatur um rund 50°C . Aber nicht nur die Austenitisierungstemperatur wird angehoben, gleichzeitig reduziert sich die für eine Karbidauflösung notwendige Verweildauer im Austenitgebiet um den Faktor fünf. Dadurch läßt sich erklären, warum bei gleicher Maximaltemperatur bei der Kurzzeitwärmebehandlung aber höherer Aufheizrate die Härte und der Restaustenitgehalt des kurzzeitwärmebehandelten Gefüges geringer ist.

Gegenüber dem Vergleichsstahl X39CrMo17 1 liegt die Umwandlungstemperatur des X30CrMoN15 1 bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit 950°C um 50°C niedriger. Bereits beim ersten Härteanstieg (Abb. 5.4) bei $T_{\max} = 950^\circ\text{C}$ erhöht sich, anders als beim X39CrMo17 1, auch der Restaustenitgehalt. Es ist also bereits kurz nach Überschreiten der Umwandlungstemperatur und einer Verweildauer von unter 0,01 s im Austenitgebiet, zur Diffusion von hinreichend vielen Kohlenstoff- und Stickstoffatomen aus den Ausscheidungen gekommen, um Restaustenit zu stabilisieren. Bei einer nur um 50°C höheren Maximaltemperatur ($T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$) ist bereits mit 800 HV 0,05 das Härtemaximum erreicht. Im Vergleich dazu ist beim X39CrMo17 1 eine Temperaturerhöhung vom ersten Härteanstieg bis zum Erreichen des Härtemaximums von 150°C notwendig. Dieser Unterschied ist auf die Anzahl und Verteilung der Ausscheidungen im Stahl zurückzuführen. Kleine, feinverteilte Ausscheidungen, wie sie im X30CrMoN15 1 vorliegen, begünstigen die Austenitumwandlung, da sie als Keime wirken. Es kann sich schneller Austenit bilden, der beim Abkühlen in Martensit umwandeln kann und somit zur

Härtesteigerung beiträgt. Die geringe Größe der Ausscheidungen bewirkt, daß der Auflösungsprozeß schneller abläuft. Die in Lösung gehenden Kohlenstoff- und Stickstoffatome können den Restaustenit stabilisieren, so daß er sich nicht mehr in Martensit umwandeln kann. Bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$ ist der Auflösungsprozeß der Ausscheidungen soweit vorangeschritten, daß genügend Kohlenstoff- und Stickstoffatome im Austenit interstitiell gelöst sind, um ihn vollständig zu stabilisieren. Durch die sich durch den Auflösungsprozeß kontinuierlich verkleinernden Ausscheidungen kommt es zu einer Dispersionshärtung des Austenits. Dieser Härtungsprozeß wirkt in einem Temperaturbereich von $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ bis $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$.

Domänengröße und Versetzungsdichte

Beim Vergleich der röntgenographisch ermittelten Domänengröße und Versetzungsdichte im kurzzeitwärmebehandelten X30CrMoN15 1 (Abb. 4.46) zeigt sich, daß unterhalb der Austenitisierungstemperatur die Domänengröße bei gleichbleibender Versetzungsdichte ansteigt. Während der Kurzzeitwärmebehandlung in diesem Temperaturbereich kommt es nicht zur Ausheilung von Versetzungen. Die Zeit ist aber ausreichend, um andere Gitterbaufehler, welche die kohärent streuenden Bereiche (Domänengröße) verkleinern, zu verringern. Dazu zählen Fremdatome, Leerstellen, Ausscheidungen, Subkorn- und Korngrenzen /Klimanek 90/. Auf Grund der relativ hohen Anlaßtemperatur des Ausgangszustandes des X30CrMoN15 1 kann davon ausgegangen werden, daß die Zahl der im Gitter gelösten Fremdatome schon minimiert war, weshalb sich auch das Ausscheidungsvolumen (Abb. 4.37) der Nitride und Karbide im X30CrMoN15 1 unterhalb der Austenitisierungstemperatur nicht ändert. Außerdem ist die Diffusionszeit zu gering, als daß ein Kornwachstum und damit eine Verringerung der Korngrenzen einsetzen kann. Bleibt also noch die Anzahl der Ausscheidungen als Einflußparameter auf die Domänengröße. Wie in (Abb. 4.36, 4.38) gezeigt, kommt es bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} = 900^{\circ}\text{C}$ zum Wachstum der Cr_2N -Ausscheidungen. Dabei lösen sich die kleineren Nitride zugunsten der größeren auf. Damit verringert sich die Anzahl der Ausscheidungen und die Domänengröße nimmt zu. Für Kurzzeitwärmebehandlungen mit Maximaltemperaturen von $T_{\max} > A_{c1b}$ und

entsprechender Martensitneubildung beim Abkühlen, kommt es zu einem Anstieg der Versetzungsdichte und zu einer Abnahme der Domänengröße. Die Zahl der Versetzungen nimmt etwa um den Faktor 10 zu. Dieser Anstieg der Versetzungsdichte durch martensitische Umwandlung wurde auch von anderen Autoren /Obergfell 99/ festgestellt. Je mehr Martensit gebildet wird, um so größer wird die Versetzungsdichte. Bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ bei der Kurzzeitwärmebehandlung kommt es trotz weiteren Anstiegs der Versetzungsdichte zur erneuten Vergrößerung der Domänengröße (Abb. 4.46). Dieses ist darauf zurückzuführen, daß wie in Abb. 4.39 zu erkennen ist, die Anzahl, vor allem der Nitride, weiter abnimmt, jetzt allerdings nicht mehr wachstumsbedingt, sondern auflösungsbedingt.

Analog zum Vergleichsstahl X39CrMo17 1 ist auch beim hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 durch die Erhöhung der Aufheizrate von ca. 1000 K/s auf etwa 5000 K/s eine Erhöhung der Umwandlungstemperatur um rund 50 °C zu verzeichnen. Auch hier spielt wieder die auf ein Fünftel reduzierte Diffusionszeit die entscheidende Rolle.

Vergleich X39CrMo17 1 und X30CrMoN15 1

Bei einem Vergleich der beiden untersuchten Stähle ist hervorzuheben, daß sich bei dem Stahl X30CrMoN15 1 bei erheblich geringeren Temperaturen deutlichere Änderungen bei Gefüge, Härte und Restaustenitgehalt ergeben als bei dem Vergleichsstahl X39CrMo17 1. Im System Fe-N liegt A_{C1} deutlich tiefer als im System Fe-C /Hansen 58/. In den ternären Systemen Fe-Cr-N und Fe-Cr-C ist es eher umgekehrt /Bungardt 58, Lueg 89, Kraft 91/. Es ist also zu vermuten, daß die Verschiebung des Härtemaximums auf der Temperaturachse nicht auf den in Lösung gehenden Stickstoff zurückzuführen ist, sondern auf den niedrigeren Chromgehalt des hochstickstofflegierten X30CrMoN15 1.

ZTA-Schaubild

Aus den Ergebnissen der röntgenographischen Untersuchungen zur Restaustenitanalyse und der Bestimmung der c_m/a_m -Verhältnisse für den kurzzeitwärmebehandelten X30CrMoN15 1 konnte ein bisher nicht existierendes

ZTA-Schaubild (Abb. 5.5) erstellt werden. Bei der Aufheizung des hochangelassenen Martensits kommt es, solange Ac_{1b} nicht erreicht wird, zunächst zu Erholungseffekten und damit zu einer Verringerung der Versetzungsdichte, was anhand der Erhöhung der Domänengröße (Abb. 4.46) gezeigt werden konnte. Mit Erreichen einer Maximaltemperatur oberhalb von Ac_{1b} entsteht im Dreiphasengebiet der erste Austenit, der sich während der schnellen Abkühlung erneut in Martensit umwandelt. Der neugebildete Martensit ist infolge zwangsgelöster Stickstoff- und Kohlenstoffatome tetragonal verzerrt. Ein Überschreiten von Ac_{1b} während der Kurzzeitwärmebehandlungen des X30CrMoN15 1 wird daher nicht nur durch eine Zunahme der Versetzungsdichte und eine deutliche Abnahme der Domänengröße, sondern auch durch die Aufspaltung des Martensitreflexes (Abb. 4.45) deutlich. Bei einer Erhöhung der Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlungen werden zunehmend Karbide und Nitride gelöst (Abb. 4.37), so daß die tetragonale Verzerrung des Martensits zunimmt (Abb. 4.45). Darüber hinaus entsteht zunehmend Restaustenit im abgeschreckten Gefüge als Folge der ausgeprägten austenitstabilisierenden Wirkung von Stickstoff (Abb. 4.41). Mit zunehmender Aufheizrate nehmen der Restaustenitgehalt und das c_m/a_m – Verhältnis tendenziell ab, da die Verweilzeit im Austenitgebiet kürzer ist. Die Temperatur der vollständigen Umwandlung des Martensits in Austenit (Ac_{1e}) läßt sich mit den oben beschriebenen Methoden nicht ermitteln, da der Anteil des bei der Abschreckung neu gebildeten Martensits nicht von dem ursprünglich vorhandenen Martensit unterscheidbar und damit gegenüber dem Restaustenit quantitativ nicht eindeutig bestimmbar ist. Hierfür wurden bei Aufheizgeschwindigkeiten unterhalb 1000 K/s zunächst Dilatometerversuche durchgeführt, bei denen die vollständige Umwandlung des Martensits in Austenit aus der Längenänderung direkt abgelesen werden kann. Die Linie für Ac_{1e} ist daher im ZTA-Schaubild (Abb. 5.5) nur für diesen Bereich als durchgezogene Linie dargestellt und für höhere Aufheizgeschwindigkeiten gestrichelt gezeichnet. Der Bereich des inhomogenen Austenits ist aufgrund des verlangsamten Kornwachstums für Härteverfahren von großem Interesse. Trotz der o.a. gezeigten Einschränkungen liegt nun ein ZTA-Schaubild des Stahls X30CrMoN15 1 vor, anhand dessen Wärmebehandlungen im technisch interessanten Bereich geplant und durchgeführt werden können.

5.3. Ausscheidungsverhalten

Diffusionsgeschwindigkeit

Gegenüber den konventionellen Härtingsverfahren, wo man von einem homogenen Austenit, in dem sich alle Ausscheidungen aufgelöst haben ausgeht, spielt, wie sich bisher gezeigt hat, die Art, Größe, Verteilung und Anzahl von Ausscheidungen bei der Kurzzeitwärmebehandlung von hochlegierten Stählen eine entscheidende Rolle. Deshalb soll im folgenden erklärt werden, wie sich die Ausscheidungen bei unterschiedlichen Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen im konventionellen Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 und im hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 verhalten.

Da Ausscheidungswachstum und Ausscheidungsauflösung diffusionsgesteuerte Prozesse sind, soll als erstes auf die Diffusionsmöglichkeiten der C- und N-Atome eingegangen werden. Gegenüber den thermisch aktivierten Platzwechselvorgängen von Atomen im Metallgitter, ist die treibende Kraft einer Diffusion der Konzentrationsunterschied benachbarter Kristallteile /Schumann 60/. Die Temperatur hat nur Einfluß auf die Diffusionsgeschwindigkeit.

Nach dem ersten *Fick'schen Diffusionsgesetz*

$$m_A = -D \frac{\Delta C_A}{\Delta x} F t \quad (\text{Gl. 5.2})$$

ist die Menge an Atomen m_A die in einer Zeit t durch eine Fläche F diffundieren um so größer, je größer der Konzentrationsunterschied ΔC_A und je kleiner die zurückzulegende Strecke Δx ist. Die Diffusionskonstante D hat proportionalen Einfluß auf die Diffusion und ist stark temperaturabhängig:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (\text{Gl. 5.3})$$

Dabei ist Q die Aktivierungsenergie der Diffusion, R die allgemeine Gaskonstante und D_0 eine Materialkonstante.

Über die Gleichung

$$X^2 = 2Dt \quad (\text{Gl. 5.4})$$

kann durch Einsetzen in Gl.5.3 ein mittlerer Diffusionsweg X bestimmt werden (Gl. 5.5).

$$X = \sqrt{2D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} t} \quad (\text{Gl. 5.5})$$

Die mit Hilfe von (Gl. 5.4) berechneten mittleren Diffusionswege pro Sekunde für Kohlenstoff bzw. Stickstoff in Ferrit bzw. Austenit sind in den Abb. 5.6, 5.7 dargestellt. Die für die Berechnung notwendigen Angaben über D_0 und Q sind /Samsonov 64/ entnommen und in Tabelle 5.1 aufgelistet.

Bei vergleichbaren Temperaturen ist die Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff und Stickstoff im kubisch raumzentrierten (krz) α -Fe vier- bis fünfmal höher als im kubisch flächenzentrierten (kfz) γ -Fe. Die krz-Einheitszelle mit einer Packungsdichte von 0,68 bietet den diffundierenden Atomen mehr Platz als die kfz-Einheitszelle mit einer Packungsdichte von 0,74. Im Ferrit ist die Diffusionsgeschwindigkeit der Kohlenstoffatome größer als die Diffusionsgeschwindigkeit der Stickstoffatome. Im Austenit unterscheiden sich die Diffusionsgeschwindigkeiten von Kohlenstoff- und Stickstoffatomen nicht signifikant. Diese Aussagen belegen, daß gelöste Kohlenstoffatome und Stickstoffatome für jeden relevanten Temperaturbereich und in beiden möglichen Eisenmodifikationen, trotz hoher Aufheizraten, hinreichend große Diffusionswege zurücklegen können. Speziell für den hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 gilt, daß auch im Extremfall (1000°C, Verweildauer im Austenitgebiet ca. 0,04 s) noch ein Diffusionsweg von ca. 280 nm zurückgelegt werden kann, was einem Vielfachen des Ausscheidungsabstandes (Abb. 5.8) entspricht. Das Verhalten der Ausscheidungen im X30CrMoN15 1 und im X39CrMo17 1 bei einer Kurzzeitwärmebehandlung wird daher nicht über die Diffusionskinetik, sondern über die Auflösungs- bzw. Ausscheidungskinetik bestimmt.

Auflösungskinetik

Eine Cr_{23}C_6 -Einheitszelle besteht aus 4 Molekülen mit insgesamt 116 Atomen und besitzt ein Volumen von ca. $1,2 \text{ nm}^3$ /Goldschmitt 67/. Die großen, bis zu $2 \mu\text{m}$ Durchmesser, Cr_{23}C_6 -Ausscheidungen im Ausgangszustand des X39CrMo17 1 setzen sich demnach aus bis zu $4 \cdot 10^{11}$ Atomen zusammen. Dem gegenüber besteht eine Cr_2N -Einheitszelle aus 4 Molekülen mit insgesamt 12 Atomen, was einem Volumen von $0,1 \text{ nm}^3$ entspricht /Goldschmitt 67/. Der maximale Durchmesser dieser Nitride, kurz vor Erreichen der Austenitisierungstemperatur, beträgt 40 nm [Kap. 4.1.2]. Die Cr_2N -Ausscheidungen dieser Größe bestehen aus etwa $1 \cdot 10^6$ Atomen. Unter der Annahme, daß sich die Nitride bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur von 1055°C und einer Aufheizrate von 1330 K/s vollständig auflösen (Abb. 4.37), so entspricht das einer Auflösungszeit von $0,07 \text{ s}$ (Abb. 5.2) für eine Nitridausscheidung mit $1 \cdot 10^6$ Atomen. Wenn sich die großen Cr_{23}C_6 Ausscheidungen im X39CrMo17 1 mit derselben Geschwindigkeit auflösen würden, entspräche die Auflösungszeit ca. 7 h bei einer Temperatur von 1055°C . Es kann aber davon ausgegangen werden, daß sich die Karbide schneller auflösen, da sie thermisch instabiler sind als die Nitride. Die Bildungsenthalpie der Cr_{23}C_6 -Ausscheidungen ist mit $-16,4 \text{ kcal/g}$ nur halb so groß wie die Bildungsenthalpie der Cr_2N -Ausscheidungen mit -31 kcal/g /Goldschmitt 67/. Diese Abschätzungen zeigen, daß durch eine Kurzzeitwärmebehandlung die großen Ausscheidungen, wie sie im Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 nach einer zweistündigen Anlassbehandlung bei 700°C vorliegen, nicht vollständig aufgelöst werden können.

Ausscheidungen im X30CrMoN15 1

Aufgrund der chemischen Zusammensetzung des X30CrMoN15 1 + 0,4% N liegen im bei 620°C lösungsgeglühten Zustand Karbide und Nitride vor. Bei den Karbiden handelt es sich um chromreiche M_7C_3 (Abb. 4.32), wobei nicht ausgeschlossen ist, daß auch Karbide des Typs M_{23}C_6 vorhanden sind. Nach /Gavriljuk 99./ erfolgt bei einer Anlaßtemperatur von ca. 600°C der Übergang von M_7C_3 zu M_{23}C_6 . Bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur bis kurz oberhalb der Austenitisierungstemperatur $A_{c1b} = 950^\circ\text{C}$ ändert sich weder der mittlere Teilchendurchmesser noch das Ausscheidungsvolumen der Karbide signifikant, was

auf ihre Größe zurückzuführen ist. Bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$ hat sich das Ausscheidungsvolumen gegenüber dem Ausgangszustand halbiert. Bei $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$, was einer Verweildauer im Austenit von 0,13 s entspricht (Abb. 4.37), ist das Ausscheidungsvolumen der Karbide nahezu Null. Daraus ist zu schließen, daß durch eine Kurzzeitwärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ und einer Aufheizrate von 1150 K/s es möglich ist, Karbidausscheidungen mit einem Durchmesser von 80 nm aufzulösen.

Bei den Nitriden handelt es sich um Cr_2N . Ihr mittlerer Durchmesser von 20 nm im Ausgangszustand entspricht nur einem Viertel des Durchmessers der Karbide im X30CrMoN15 1. Durch eine Kurzzeitwärmebehandlung unterhalb von A_{c1b} kommt es mit zunehmender Maximaltemperatur zu einer Vergrößerung des mittleren Durchmessers (Abb. 4.36) der Nitride. Das Ausscheidungsvolumen bleibt aber konstant (Abb. 4.37). Es kommt zum Nitridwachstum durch Auflösung der kleineren Nitride, was sich in einer Abnahme der Teilchenanzahl (Abb. 4.22, 4.38) bemerkbar macht. Die hohe Diffusionsgeschwindigkeit der Stickstoffatome im Ferrit (Abb. 5.6) ermöglicht diesen Prozeß. So kann ein freies Stickstoffatom bei einer Temperatur von 700°C in 0,1 s einen Weg von 1000 nm zurücklegen, was einem Vielfachen des Abstandes der Nitride entspricht (Abb. 5.8). Oberhalb der Austenitisierungstemperatur von 950°C kommt es zur Auflösung der Nitride. Bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1020^{\circ}\text{C}$ bei der Kurzzeitwärmebehandlung ist das Ausscheidungsvolumen auf etwa 30 % des Ausgangszustandes zurückgegangen. Dabei hat sich aber der mittlere Teilchendurchmesser kaum geändert. Die kleineren Nitride sind erwartungsgemäß zuerst vollständig in Lösung gegangen, da sie auf Grund ihres Verhältnisses von Oberfläche zu Volumen energetisch instabiler sind. Für eine Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1055^{\circ}\text{C}$ und einer Aufheizrate von 1330 K/s ist das Ausscheidungsvolumen der Nitride nahe Null. Bei dieser Temperatur und einer Verweildauer im Austenit von 0,07 s ist es möglich, Nitride mit einem Ausgangsdurchmesser von bis zu 20 nm vollständig in Lösung zu bringen.

Die bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ bei der Kurzzeitwärmebehandlung von X30CrMoN15 1 festgestellte hohe Anzahl von Ausscheidungen mit einer Größe von 4 nm ist nicht auf eine unvollständige Auflösung, sondern auf die Neuausscheidung von Ausscheidungen zurückzuführen. Dafür spricht die große Anzahl von Ausscheidungen. Dieser Effekt tritt bei allen

Proben mit vorangegangener vollständiger Nitrid- und Karbidauflösung auf. Es ist nicht auszuschließen, daß dieser Effekt bereits bei niedrigeren Temperaturen auftritt. Aufgrund der Überlagerungen der gemessenen Intensitätsverteilungen der Nitride und Karbide bei der Neutronenkleinwinkelstreuung geht diese Information verloren. Um welche Art von Ausscheidungen es sich explizit handelt, konnte nicht abschließend geklärt werden. Als erstes bleibt festzuhalten, daß bei den vorliegenden Kurzzeitwärmebehandlungen Abkühlraten von ca. 10000 K/s erreicht wurden, was die Diffusionszeit sehr stark herabsetzt. Es muß sich also um einen Effekt handeln, der nur sehr kurze Diffusionswege benötigt. Da die Diffusionsgeschwindigkeit der Chromatome, auf Grund ihrer Größe, sehr viel geringer ist als die Diffusionsgeschwindigkeit der Stickstoffatome, könnte es sein, daß die Chromatome nach der Auflösung der Cr_2N noch ihre alten Gitterplätze inne haben und somit eine Art Cluster bilden. Beim Abschrecken könnten sich an diesen Stellen bevorzugt die Stickstoffatome sammeln und mit dem Chrom neue, ca. 4 nm große, Ausscheidungen bilden (Abb. 4.40). Ergebnis wären chromreiche Ausscheidungen. Eine andere Möglichkeit wäre, daß sich die Kohlenstoffatome und/oder Stickstoffatome an Leerstellen im Austenitgitter sammeln. Es ist bekannt, daß mit steigender Temperatur die Leerstellendichte im Metallgitter zunimmt. Beim Abschrecken mit Abkühlraten von 10000 K/s reagieren nun die Kohlenstoff- und/oder Stickstoffatomen mit den umliegenden Eisenatomen und bilden eisenreiche Ausscheidungen. Durch Feldionenmikroskopieuntersuchungen (FIM) soll zukünftig geklärt werden, ob die Ausscheidungen chrom- oder eisenreich sind.

5.4. Eigenspannungen

Bei jedem Härtingsprozeß durchläuft der Werkstoff die Stadien Erwärmung, Austenitisieren und Umwandlung bei der Abkühlung. Sowohl durch lokale Temperaturunterschiede als auch infolge von Umwandlungen bei der Erwärmung und/oder Abkühlung kommt es zu elastischen und plastischen Deformationen, die nach vollständiger Abkühlung Eigenspannungen sowie Maß- und Formänderungen zur Folge haben /Macherauch 83, Berns 89/. Beim Randschichthärten mittels Laser wird nur ein partieller oberflächennaher Werkstoffbereich thermisch beeinflusst. Entsprechend dem sich ausbildenden Temperaturgradienten während einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung in horizontaler und lateraler Richtung stellt sich ein

Eigenspannungszustand ein, der stark von den Laserwärmebehandlungsparametern, Maximaltemperatur und Aufheizrate, abhängig ist.

Die Wirkung von Eigenspannungen, wie sie sich bei einer Kurzzeitelaserwärmebehandlung ausbilden, ist anhand von Abb. 5.9 gut zu erkennen. Dabei handelt es sich um 2 Proben aus X30CrMoN15 1, die mit unterschiedlichen Maximaltemperaturen laserwärmebehandelt wurden. Die Laserspuren wurden in ca. 200 μm Tiefe parallel zur Oberfläche angesägt. Dabei kam es zur Relaxation der durch das Laserhärten eingebrachten Eigenspannungen. In einer Probe, die mit $T_{\text{max}} = 850^\circ\text{C}$ kurzzeitelaserwärmebehandelt wurde, bewirkten die vormals vorhandenen Zugeigenspannungen an der Oberfläche und die Druckeigenspannungen in der Tiefe eine Wölbung der angesägten Laserspür nach außen. Zur entgegengesetzten Wölbung der Schnittfläche ist es bei einer Probe, die mit $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ kurzzeitelaserwärmebehandelt wurde, gekommen, da sich hier Druckeigenspannungen an der Oberfläche und Zugeigenspannungen in der Tiefe ausgebildet haben.

Oberfläche

Der Eigenspannungszustand nach der Laserwärmebehandlung wird wesentlich davon bestimmt, ob in der Laserspür A_{c1b} überschritten wurde. Unterhalb A_{c1b} , hier unterhalb einer Maximaltemperatur von 950°C , bilden sich nach der Laserwärmebehandlung des X30CrMoN15 1 reine Wärmeeigenspannungen aus. In der Laserspürmitte liegen in Längs- und Querrichtung Zugeigenspannungen vor, denen Druckeigenspannungen im Grundmaterial das Gleichgewicht halten. Bei Überschreiten von A_{c1b} während der Laserkurzzeitwärmebehandlung entstehen demgegenüber Druckeigenspannungen in Längs- und Querrichtung in der Laserspürmitte, die durch die Volumenzunahme bei der martensitischen Umwandlung bei der Abkühlung verursacht werden (Abb. 4.53-4.56). Am Laserspürrand wurden in allen Proben, in Längs- sowie in Querrichtung, Zugeigenspannungen ermittelt. Das Maximum der Zugeigenspannungen am Rand der Laserspür, sowohl in Längsrichtung als auch in Querrichtung, entfernt sich mit steigender Laserwärmebehandlungstemperatur von der Laserspürmitte.

Bei Überschreiten von A_{c1b} erhöhen sich im X30CrMoN15 1 (Abb. 4.53 – 4.56), sowie im X39CrMo17 1 (Abb. 4.47 – 4.52) die umwandlungsbedingten

Druckeigenspannungen in Längs- und Querrichtung zunächst mit der Laserwärmebehandlungstemperatur, da der Anteil an neugebildetem Martensit nach der Abschreckung zunimmt. Für den X39CrMo17 1, der bei höheren Laserwärmebehandlungstemperaturen noch einen hinreichend hohen Phasenanteil von Martensit aufweist, wurde festgestellt, daß sich die maximalen Druckeigenspannungen in der Laserspurn mitte durch eine Erhöhung der Maximaltemperatur verringern. Durch die homogene Phasenverteilung von Martensit und Austenit kann davon ausgegangen werden, daß es zu einer starken Wechselwirkung zwischen den Phasenanteilen kommt. Durch die Erhöhung der Maximaltemperatur bei der Kurzzeitleaserwärmebehandlung erhöht sich auch der Anteil des Restaustenits (Abb. 4.14). Die phasenspezifischen Zugeigenspannungen im Austenit bewirken einen Abbau der Druckeigenspannungen in der martensitischen Phase. Dieser Effekt ist um so größer, je höher der Volumenanteil an Restaustenit im Gefüge ist.

Die maximal erreichten Druckeigenspannungswerte in Laserspurlängs- und Querrichtung sind im hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 um etwa 200 MPa größer als im Vergleichsstahl X39CrMo17 1. Nach /Hornbogen 87, Berns 91/ wird durch eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes und/oder Stickstoffgehaltes die Martensitstarttemperatur M_s abgesenkt. Da im X30CrMoN15 1 mit 0,7 % C+N mehr interstitiell lösbare Atome vorhanden sind, ist die M_s -Temperatur im X30CrMoN15 1 niedriger als im X39CrMo17 1 mit nur 0,4 % C. Je früher die Martensitbildung beim Abkühlen einsetzt, um so mehr kann der Werkstoff die durch Volumenzunahme erzeugten Druckeigenspannungen durch Fließen wieder abbauen, da die Temperatur noch relativ hoch ist. Für den X39CrMo17 1 bedeutet das somit, daß die durch die martensitische Umwandlung eingebrachten Druckeigenspannungen etwas verringert werden können, bevor die Fließgrenze erreicht ist. Beim X30CrMoN15 1 ist zum Zeitpunkt der martensitischen Umwandlung die Fließgrenze bereits unterschritten, so daß sich ein höherer Druckeigenspannungszustand als bei X39CrMo17 1 einstellt.

Tiefenverlauf

Für eine kurzzeidlaserwärmebehandelte Probe X30CrMoN15 1 mit $T_{\max} = 1000\text{ °C}$ und einer Aufheizrate von 1360 K/s wurden die Eigenspannungen über die Tiefe ermittelt (Abb. 4.57). In Tiefenrichtung bleiben die Druckeigenspannungen in der Laserspurmitte zunächst bis zu einer Tiefe von 60 μm nahezu konstant, so daß davon ausgegangen werden kann, daß bis in 60 μm Tiefe die Umwandlungstemperatur A_{C1b} von 950°C vorlag. Der Eigenspannungszustand ab einer Tiefe von 100 μm wird von der Abkühlung und der Phasenumwandlung bestimmt. Die Wärmeeigenspannungen, bedingt durch Nichterreichen der Umwandlungstemperatur, bewirken einen Zugeigenspannungszustand. Dieser müßte aber, analog Abb. 4.54 bei einer Temperatur kurz unterhalb der Umwandlungstemperatur die höchsten Zugeigenspannungen aufweisen. Auf den Tiefenverlauf der Eigenspannungen bezogen würde das bedeuten, daß in etwa 100 μm Tiefe ein Zugeigenspannungsmaximum zu finden sein müßte. Der umwandlungsbedingte Druckeigenspannungszustand an der Oberfläche bewirkt jedoch eine Verschiebung des Zugeigenspannungsmaximums in die Tiefe. Deshalb wurden die höchsten Zugeigenspannungswerte erst in einer Tiefe von 200 μm ermittelt.

Mehrfachlaserspuren

Die bisher betrachteten Einzellaserspuren weisen alle hohe Zugeigenspannungen direkt neben der Laserspur in der Wärmeeinflußzone auf. Diese sehr hohen Zugeigenspannungen (bis zu 800 MPa) sind bei mechanischer Belastung potentielle Schwachstellen für die Rißbildung. Durch Überlappung von mehreren Laserspuren kann dieser Effekt verringert werden. Zu klären ist nun, wie weit sich die Laserspuren überlappen müssen, um die hohen Zugeigenspannungen abzubauen. Aus den vorliegenden Ergebnissen (Abb. 4.59, 4.60) kann diese Frage nicht abschließend geklärt werden, da die Maximaltemperatur mit $T_{\max} = 1050\text{ °C}$ zu hoch gewählt war. Die hohen Restaustenitgehalte von bis zu 90 % dominieren die Makroeigenspannungen, die sich aus den einzelnen Phasenanteilen und den phasenspezifischen Eigenspannungen zusammensetzen, weshalb Makrozugeigenspannungen über die gesamte Probenoberfläche zu finden sind. Aus den

Schwankungen, vor allem der Restaustenitgehalte (Abb. 4.59) in Abhängigkeit vom Grad der Überlappung zeigt sich, daß eine Überlappung der Laserspuren von 30%-50% der Laserspurbreite als erfolgversprechend anzusehen ist. Durch diesen hohen Überlappingsgrad kann erreicht werden, daß die Bereiche mit Zugeigenspannungen vollständig austenitisieren und, daß sich umwandlungsbedingt Druckeigenspannungen ausbilden. In der jeweils vorher erzeugten Laserspur werden die Druckeigenspannungen in der Laserspurmitte zum Teil durch Anlaßeffekte abgebaut.

Aufheizrate

Wie bereits bei der Bestimmung der Restaustenitgehalte, der c_m/a_m - Verhältnisse, der Domänengrößen und der Versetzungsdichte zeigt sich auch im Eigenspannungsverlauf über die Laserspur, daß die Aufheizrate einen Einfluß auf die Umwandlungstemperatur hat. Die Ermittlung der Eigenspannungen in den Laserspuren, die mit einer Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$, aber mit unterschiedlichen Aufheizraten auf den Vergleichswerkstoff X39CrMo17 1 aufgebracht wurden, ergab sowohl bei den Längs- als auch bei den Quereigenspannungen eine Eigenspannungsdifferenz von 350 MPa. Dieser Unterschied in der Laserspurmitte ist darauf zurückzuführen, daß durch die Erhöhung der Aufheizrate von 1400 K/s auf 4500 K/s und die damit verbundene Verschiebung der A_{c1} -Linien zu höheren Temperaturen, das Austenitgebiet nur in einem sehr kurzen Zeitraum durchlaufen wird. Als Ergebnis dieser Temperaturführung bildete sich weniger neuer Martensit. Dieses äußert sich in einer Abnahme der Druckeigenspannungen, bzw. in geringen Zugeigenspannungen in der Laserspurmitte. Bei einer Laserwärmebehandlungstemperatur von $T_{\max} = 1100^\circ\text{C}$ hat das Material, auch bei der hohen Aufheizrate, ausreichend Zeit zur Austenitumwandlung

5.5. Korrosionsbeständigkeit

5.5.1. Flächenkorrosion

Die am X39CrMo17 1 (Abb. 4.60) und am X30CrMoN15 1 (Abb. 4.65) aufgenommenen Stromdichte-Potentialkurven zeigen, daß beide Stähle in einer 3%-igen H_2SO_4 -Lösung bei allen Laserwärmebehandlungstemperaturen eine Passivschicht ausbilden. Der Einfluß der Kurzzeitlaserwärmebehandlung auf das Korrosionsverhalten des X39CrMo17 1 und des X30CrMoN15 1 ist aber sehr unterschiedlich.

Beim X39CrMo17 1 werden die Passivstromdichte und das Durchbruchpotential durch die Kurzzeitlaserwärmebehandlung kaum beeinflusst. Mit einer Erhöhung der Laserwärmebehandlungstemperatur verringert sich lediglich geringfügig die Passivierungsstromdichte.

Im Gegensatz dazu zeigen die Stromdichte-Potential-Kurven für den X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Laserwärmebehandlungstemperatur deutliche Änderungen des Korrosionsverhaltens. Die Kennwerte zeigen, daß eine Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung T_{max} unterhalb A_{c1b} im Vergleich zum Grundmaterial zu einer Erhöhung der Passivstromdichte und des Passivierungspotentials führt. Die Passivstromdichte erreicht bei einem Potential von ca. 650 mV ein lokales Maximum, das sich auf die hohen Zugeigenspannungen in der Laserspür und die nachfolgende lokale Spannungsrißkorrosion an den ehemaligen Austenitkorngrenzen zurückführen läßt /Bohne 99/. Zum Abbau der hohen Zugeigenspannungen wurde eine Laserspür, die mit $T_{\text{max}} = 850^\circ\text{C}$ kurzzeitlaserwärmebehandelt wurde, 2 h bei 200°C entspannt. Der direkte Vergleich der Stromdichte-Potential-Kurven (Abb. 4.67) zeigt, bis auf das lokale Maximum bei 750 mV, einen identischen Verlauf. Daraus kann geschlossen werden, daß die hohen Zugeigenspannungen für daß lokale Maximum im Verlauf der Stromdichte-Potential-Kurve verantwortlich sind.

Mit Überschreiten von A_{c1b} während der Laserkurzzeitwärmebehandlung nehmen die Passivstromdichte und das Passivierungspotential wieder ab, bis sie bei einer Maximaltemperatur der Laserkurzzeitwärmebehandlung von 1000°C wieder die Werte des Grundzustandes erreichen. Die Passivstromdichte weist bei maximalen Laserwärmebehandlungstemperaturen oberhalb A_{c1b} kein lokales Maximum auf, da durch die martensitische Umwandlung Druckeigenspannungen entstehen. Die

unterschiedlichen maximalen Laserwärmebehandlungstemperaturen haben keinen Einfluß auf das Durchbruchpotential.

Das lokale Maximum der Stromdichte, das nach Überschreiten des Durchbruchpotentials (U_d ca. 1150 mV) bei einem Potential von ca. 1250 mV erreicht wird ist auf die Nitridauflösung zurückzuführen. Bei diesem Potential bewirkt die von außen angelegte elektrische Spannung ein Auflösen der Cr_2N Nitride. Der durch den Auflösungsprozeß erzeugte Stromfluß erhöht schlagartig die Stromdichte. Nach Auflösung der Nitride kommt es zu einer Abnahme der Stromdichte. Der ansonsten kontinuierliche Stromdichteanstieg oberhalb von U_d ist auf die zunehmende Auflösungsgeschwindigkeit des Eisens bei steigendem Potential zurückzuführen. Für eine Maximaltemperatur bei der Laserwärmebehandlung von $T_{max} \geq 1100$ °C ist das durch die Nitride verursachte Maximum in der Stromdichte nicht mehr vorhanden, da sich die Nitride bei dieser Maximaltemperatur bereits durch Diffusionsprozesse aufgelöst haben. Auch beim Vergleichsstahl X39CrMo17 1, in dem aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung keine Nitride vorhanden sind, fehlt dieses lokale Maximum.

Die Untersuchungen der Oberfläche der Laserspuren auf X39CrMo17 1 (Abb. 4.62) und X30CrMoN15 1 (Abb. 4.63) zeigen, daß bei beiden Stählen Korrosion mit muldenartiger Erscheinungsform auftritt. Im Falle des X39CrMo17 1 ist ein verstärkter Korrosionsangriff entlang der Austenitkorgrenzen zu erkennen, die durch Karbide belegt waren. Auch innerhalb der ehemaligen Austenitkörner sind tiefe Mulden zu erkennen, die auf einen Korrosionsangriff entlang der Grenzflächen der ausgeschiedenen Karbide hinweisen. Die korrodierte Oberfläche der Laserspuren auf dem X30CrMoN15 1 ist deutlich feiner strukturiert als beim X39CrMo17 1. Der Angriff an den früheren Austenitkorgrenzen ist deutlich geringer als beim X39CrMo17 1.

Aus diesen Korrosionsuntersuchungen in oxidierender Säure läßt sich eine Sensibilisierung des hochstickstoffhaltigen Werkzeugstahles ableiten. Die unterhalb von A_{c1b} auftretenden Zugeigenspannungen verschlechtern das Korrosionsverhalten im Passivbereich. Die Grenzflächen zwischen den Ausscheidungen in den Körnern und auf den ehemaligen Austenitkorgrenzen und der metallischen Matrix sind die Orte des bevorzugten chemischen Angriffes. Die Werkstoffbereiche, die eine derartige Wärmebehandlung erfahren, liegen bei den laserwärmebehandelten

Oberflächen unterhalb der Oberfläche und neben den Laserspuren. Besonders letztere können sich nachteilig auf das Bauteilverhalten auswirken.

5.5.2. Lochkorrosion

Nichtrostende Stähle wie der X39CrMo17 1 und der X30CrMoN15 1 sind durch die Ausbildung einer Passivschicht vor gleichmäßiger Flächenkorrosion geschützt (siehe Kap. 5.4.1.). Die Passivschicht kann jedoch lokal von Halogenidionen, im vorliegenden Fall Chloridionen, verletzt werden. Dadurch kommt es zu einer örtlich begrenzten Metallauflösung, was sich in einer sprunghaften Zunahme der Passivstromdichte äußert. Da in den meisten Fällen sich nur einzelne kleine Löcher bilden und der Korrosionsangriff sich dann überwiegend unter der Oberfläche abspielt, ist eine Früherkennung dieser Korrosionsart sehr problematisch /Siebert 94/.

Als Maß für den Korrosionswiderstand nichtrostender Stähle wurde , wie in [Kap. 2.3.1]. beschrieben, die PRE-Zahl (Pitting Resistance Equivalent) /Lorentz 69, Gräfen 96, Rondelli 95/ eingeführt. Je höher die PRE-Zahl ist, um so größer der Korrosionswiderstand gegen Lochfraß. Für den X39CrMo17 1 beträgt die PRE-Zahl 20. Die für den X30CrMoN15 1 nominell ermittelte PRE-Zahl von 27 deutet an, daß der stickstoffhaltige Stahl lochfraßbeständiger ist. Die PRE-Zahl gilt nur für in Lösung befindliche Legierungselemente.

Nach /Gräfen 96/ wird der Vorgang der Lochkorrosion an passiven Metallen in zwei Stadien unterteilt.

1. Stadium: Lochinitiierung
2. Stadium: Lochwachstum

Die Lochinitiierung wird durch Störstellen, z.B. oberflächennahe Ausscheidungen, Versetzungen oder durchstoßende Gleitlinien begünstigt. Während der Lochinitiierungsphase können Stromoszillationen beobachtet werden, die einen stetigen Wechsel zwischen örtlicher Aktivierung und Passivierung anzeigen.

Für den X39CrMo17 1 wurden diese Stromoszillationen bereits kurz nach dem Überschreiten des Ruhepotentials beobachtet. Diese Stromoszillationen steigern sich kontinuierlich bis zum Durchbruchpotential. Daß die Durchbruchpotentiale, die für den X39CrMo17 1 ermittelt wurden, für alle untersuchten Laserwärmebehandlungszustände in der gleichen Größenordnung liegen, ist auf die

großen Karbidausscheidungen vom Typ $M_{23}C_6$ zurückzuführen. Wie in Abschnitt 5.3. gezeigt wurde, können diese großen Ausscheidungen nicht merklich durch eine Kurzzeidlaserwärmebehandlung beeinflusst oder gar aufgelöst werden. Diese Ausscheidungen sind, anders als der Eigenspannungszustand oder Restaustenitgehalt, die entscheidende Größe für den Korrosionswiderstand des X39CrMo17 1 gegenüber Lochfraß. In Abb. 4.63 sind neben einem größeren Korrosionsangriff noch viele, sehr kleine Löcher zu erkennen. Sie zeigen die Stellen der Lochinitiierung an. Die Größe und die Verteilung dieser Stellen lassen auf das Vorhandensein von großen Ausscheidungen schließen. Bei den innerhalb der Korrosionslöcher gefundenen, bis zu $2\text{ }\mu\text{m}$ großen Ausscheidungen, handelt es sich um chromreiche Karbide (Abb. 4.65).

Die stark unterschiedlichen Verläufe der Stromdichtepotentialkurven für den X30CrMoN15 1 (Abb. 4.69) nach unterschiedlichen Laserwärmebehandlungstemperaturen, lassen sich auf die unterschiedlichen Größen und Verteilungen der Ausscheidungen in Abhängigkeit von der Laserwärmebehandlungstemperatur zurückführen [Kap. 5.3.]. Bei der Probe, die mit einer Maximaltemperatur von 750°C , also unterhalb von A_{c1b} , laserwärmebehandelt wurde, verringert sich das Durchbruchpotential gegenüber dem Ausgangszustand. Diese Verringerung des Korrosionswiderstandes läßt sich durch eine Vergrößerung der Nitridausscheidungen erklären. Im Falle der Probe, die bei $T_{\text{max}} = 950^\circ\text{C}$, also oberhalb von A_{c1b} , laserwärmebehandelt wurde, ist das Durchbruchpotential mit 340 mV deutlich höher als bei der Probe, die mit einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}} = 750^\circ\text{C}$ wärmebehandelt wurde, aber noch geringfügig schlechter als beim Grundmaterial ($U_d = 380\text{mV}$). Das ist darauf zurückzuführen, daß bis zum Erreichen von A_{c1b} die Ausscheidungen gewachsen sind und, daß die Zeit oberhalb von A_{c1b} zu gering war, um die Ausscheidungen aufzulösen. Bei den Proben, die mit Maximaltemperaturen zwischen $T_{\text{max}} = 1000^\circ\text{C}$ und $T_{\text{max}} = 1150^\circ\text{C}$ laserwärmebehandelt wurden, verschiebt sich U_d kontinuierlich zu größeren Werten, da mit der kontinuierlichen Verkleinerung bzw. Auflösung der Ausscheidungen der Anteil an gelöstem Stickstoff ansteigt. Die Durchbruchpotentiale zeichnen sich durch einen sprunghaften Anstieg der Stromdichte um bis zu drei Zehnerpotenzen aus. Für die Proben, die mit $T_{\text{max}} = 1300^\circ\text{C}$ bzw. $T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$ laserwärmebehandelt wurden, ist kein scharf begrenztes Durchbruchpotential mehr zu erkennen. Dies ist darauf zurückzuführen, daß diese Proben ein nahezu ausscheidungsfreies vollaustenitisches Gefüge an der

Oberfläche haben. Sie zeigen einen kontinuierlichen Anstieg der Stromdichte, wie er im Falle vollaustenitischer, ausscheidungsfreier, nichtrostender Stähle bekannt ist /Herzbach 98/.

Dadurch, daß der Prozeß der Nitridauflösung nicht nur temperatur- sondern auch zeitabhängig ist, lassen sich die Unterschiede in den Stromdichtepotentialkurven von Proben, die mit unterschiedlichen Aufheizraten wärmebehandelt wurden (Abb. 4.70) erklären. Bei gleicher Maximaltemperatur, aber höherer Aufheizrate der Kurzzeitwärmebehandlung, verschieben sich die Durchbruchpotentiale zu kleineren Werten, da die Nitridauflösung noch nicht soweit fortschreiten konnte, wie bei den Proben mit geringer Aufheizrate.

Die Korrosionsuntersuchungen zeigen, daß der Eigenspannungszustand auch beim stickstoffhaltigem Stahl X30CrMoN15 1 keinen Einfluß auf die Lage des Durchbruchpotentials hat. Der Eigenspannungszustand an der Oberfläche nach der Laserwärmebehandlung hat aber einen Einfluß auf die Form der Korrosionslöcher. Die Korrosionslöcher auf Proben mit Zugeigenspannungen (Abb. 4.71) im angelassenem Martensit (Maximaltemperatur unterhalb von A_{c1b}) bzw. Austenit (Abb. 4.73) (Maximaltemperaturen oberhalb A_{c1e}) zeigen Risse, die vom Lochrand ins umgebende Material laufen. Im Gegensatz dazu zeigen die Korrosionslöcher (Abb. 4.72) auf den martensitischen Oberflächen mit hohen Druckeigenspannungen eine nahezu runde Form mit scharf begrenztem Rand.

5.6. Vergleich der Kurzzeitwärmebehandlungen – Laser / Gleeble

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden zur Realisierung einer Kurzzeitwärmebehandlung zwei unterschiedliche Verfahren angewendet. Beim Laserstrahlhärten handelt es sich um ein praxisnahes Oberflächenhärtungsverfahren für hohe Aufheizraten. Demgegenüber handelt es sich bei der konduktiven Probenheizung mittels Gleeble-Prüfmaschine um eine reine Laboranwendung zur Simulation von Kurzzeitwärmebehandlungen. Im folgenden soll nun an Hand von parallel durchgeführten Untersuchungen diskutiert werden, in wie weit sich die Laborergebnisse von Gleebleversuchen mit den praxisnahen Laserversuchen vergleichen lassen und wo die Vorteile von Laser- bzw. Gleebleversuchen liegen. In Abb. 5.10 ist dargestellt, welche Untersuchungen an welchen Proben durchgeführt wurden.

In Abb. 5.11 sind die Restaustenitgehalte und in Abb. 5.12 die c_m/a_m - Verhältnisse in Abhängigkeit von der erreichten Maximaltemperatur für die Laserproben und die Gleebleproben für den stickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 graphisch dargestellt. Die erzielten Aufheizraten bei der induktiven Erwärmung der Gleebleproben liegen mit Werten zwischen 1140 K/s und 1400 K/s etwa in dem Bereich der erzielten Aufheizraten der Laserwärmebehandlung mit geringer Aufheizrate (1000 K/s-2000 K/s). Das c_m/a_m - Verhältnis der 200- α -Fe Reflexe der Gleebleproben, die mit einer Maximaltemperatur von 880°C und 1020°C wärmebehandelt wurden, stimmen mit den c_m/a_m - Verhältnis vergleichbarer Laserproben überein. Die Gleebleprobe, die mit $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$ wärmebehandelt wurde, hat ein etwas kleineres c_m/a_m - Verhältnis als erwartet. Dieses liegt aber mit Berücksichtigung der Meßungenauigkeit bei der Temperaturbestimmung bei den Laserversuchen im Rahmen der anderen Ergebnisse.

In Abb. 5.13 sind die Restaustenitgehalte in Abhängigkeit von der erreichten Maximaltemperatur für die Laserproben und die Gleebleproben und in Abb. 5.14 analog dazu die c_m/a_m - Verhältnisse für den Vergleichswerkstoff X39CrMo17 1 graphisch dargestellt. Dabei zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den Gleeble- und den Laserproben bei vergleichbaren Maximaltemperaturen. Unterschiede im Restaustenitgehalt, in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung, treten erst bei höheren Versuchstemperaturen auf. Die c_m/a_m -Verhältnisse zeigen ebenfalls eine gute Übereinstimmung bei vergleichbaren Wärmebehandlungstemperaturen.

Vergleicht man die Mikrohärtewerte für Gleebleproben mit denen der Laserspuren so zeigt sich, daß die Kurven für die beiden Stähle (Abb. 5.15, 5.16) qualitativ gleich verlaufen. Unterschiede zeigen sich quantitativ darin, daß die Härtemaxima bei den Gleebleversuchen etwa um 100 HV unter den an den Laserproben gemessenen Werten liegen.

Die bisher aufgezeigten geringen Unterschiede zwischen Härte, Restaustenitgehalt und c_m/a_m -Verhältnis für die unterschiedlichen Kurzzeitwärmebehandlungen für den hochstickstofflegierten X30CrMoN15 1 und den Vergleichsstahl X39CrMo17 1 lassen sich mit einem Fehler in der Temperaturmessung erklären. Unter der Annahme, daß bei den Gleebleversuchen eine um 50°C zu hohe Temperatur oder bei den Laserversuchen eine um 50°C zu niedrige Temperatur gemessen wurde, kommt es zur Übereinstimmung der Ergebnisse. Dabei muß angemerkt werden, daß dieser

absolute Fehler bei einer Maximaltemperatur von 1000°C einem prozentualen Fehler von 5 % entspricht. Dieser Fehler in der Temperaturführung erscheint bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit Aufheizraten größer 1000 K/s realistisch.

Nach dem Vergleich der Gefügeeigenschaften soll nun noch das Passivierungsverhalten der beiden Stähle nach den unterschiedlichen Kurzzeitwärmebehandlungen diskutiert werden. Die Untersuchungen zum Passivierungsverhalten der Laserproben und der Gleebleproben unterschieden sich in der Verwendung von unterschiedlichen Zellenböden [Kap. 3.6]. Da die Gleebleproben einen Durchmesser von nur 6 mm hatten, konnte nicht der Zellenboden mit 10 mm Durchmesser wie bei den Untersuchungen an den Lasersproben verwendet werden.

Der Vergleich der Stromdichte-Potential-Kurven für den X30CrMoN15 1 und den X39CrMo17 1 bei Verwendung der unterschiedlichen Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden aber vergleichbarer Maximaltemperatur (Abb. 5.17, 5.18) zeigt eine sehr gute Übereinstimmung der ermittelten Potentiale. Das Ruhepotential U_r , das Aktivierungspotential U_a , das Passivierungspotential U_p und das Durchbruchpotential U_d zeigen keine signifikanten Unterschiede. Lediglich die Stromdichten, besonders die Passivstromdichte, haben bei den Gleebleproben höhere Werte. Das ist darauf zurückzuführen, daß durch die Verringerung der Meßfläche, auf Grund des kleineren Probenquerschnittes der Gleebleproben, der Fehler in der Flächenbestimmung zunimmt. Dieser Fehler setzt sich damit in der Bestimmung der Stromdichte fort. Ein Fehler im effektiven Durchmesser ist realistisch, da trotz Filterpapierring und Spülung mit destilliertem Wasser [Kap. 3.6] ein Eindringen des Elektrolyten und damit eine Vergrößerung der effektiven Korrosionsfläche nicht ganz ausgeschlossen werden kann.

Das lokale Maximum in der Stromdichte, welches bei einer mit $T_{\max} = 850^\circ\text{C}$ kurzzeitlaserwärmebehandelten Probe aus X30CrMoN15 1 bei 750 mV auftritt, ist bei der vergleichbaren Gleebleprobe nicht vorhanden. Wie schon in [Kap. 5.4] erwähnt, wird dieser Effekt mit den sehr hohen Zugeigenspannungen in der Laserspur in Zusammenhang gebracht. Bei der Probenpräparation der Gleebleproben für die Korrosionsuntersuchungen werden durch Sägen, Schleifen und Polieren von 200 µm dicken Probenscheiben gegebenenfalls vorhandene Zugeigenspannungen relaxiert. Zusammenfassend ergibt sich, daß sich aus den Ergebnissen aller Untersuchungen eine Vergleichbarkeit des Gefüges der Gleeble- mit den Laserversuchsproben

ableiten läßt. Die Gleebleversuche eignen sich zur Simulation der Laserwärmebehandlungen, wenn das Ausscheidungs- und Umwandlungsverhalten des jeweiligen Werkstoffes bei verschiedenen Wärmebehandlungstemperaturen das Ziel der Untersuchungen ist. Der Vorteil der Gleebleproben gegenüber den Laserproben bei den Gefügeuntersuchungen liegt zum einen darin, daß über den gesamten Probenquerschnitt dasselbe Gefüge vorliegt. Es muß also, vor allem für die TEM Untersuchungen keine „Zielpräparation“ wie bei den Laserspuren durchgeführt werden. Weiterhin kommt es bei der metallographischen Präparation durch Relaxation von Eigenspannungen zum Verzug der Proben wie bei der Präparation der Laserspurenproben (Abb. 5.9). Die laserwärmebehandelten Proben eignen sich hervorragend für die röntgenographischen Phasen- und Profilanalysen, da über eine große Fläche ein gleichbleibendes Gefüge vorliegt. Dadurch kann durch Verwendung von größeren Kollimatoren und ein damit verbundener Anstieg der Primärintensität die Meßzeit optimiert werden. Auch die Korrosionsuntersuchungen lassen sich an den laserwärmebehandelten Proben besser durchführen, da größere Meßflächen eingestellt werden können. Die Ausbildung von Eigenspannungen durch die in der Praxis angewandte Kurzzeitlaserwärmebehandlung kann nicht mittels Gleebleversuchen simuliert werden.

5.7. Folgerungen für die Praxis

X39CrMo17 1

Wenn der Kaltarbeitsstahl X39CrMo17 1 mittels einer Laserwärmebehandlung randschichtgehärtet werden soll, erreicht man das Härtemaximum mit einer Maximaltemperatur von 1150°C und einer Aufheizrate von 1570 K/s. Als Ergebnis der Laserwärmebehandlung mit den angegebenen Parametern erhält man eine martensitische Oberfläche mit 35% Restaustenitgehalt und einer Härte von 750 HV 0,05. Durch eine Verringerung der Aufheizrate kann die Einhärtetiefe erhöht werden. In der Laserspür hat sich ein Druckeigenspannungszustand ausgebildet. Im Hinblick auf die Korrosionseigenschaften ist eine Laserwärmebehandlung des Kaltarbeitsstahls X39CrMo17 1 unkritisch. Das Verhalten des X39CrMo17 1 gegenüber Flächen- und Lochkorrosion wird nicht beeinflusst. Es bleibt aber anzumerken, daß der X39CrMo17 1 nach der hier verwendeten Anlaßbehandlung (30 min 1050°C/Öl/2h/700°C), auf Grund der großen Karbidausscheidungen, keine Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion aufweist.

X30CrMoN15 1

Um eine maximale Härtung des hochstickstofflegierten Stahls X30CrMoN15 1 mittels Laserwärmebehandlung zu erreichen, empfiehlt sich eine Maximaltemperatur von 1000°C bei einer Aufheizrate von 1360 K/s. Die erzielte Härte beträgt 800 HV 0,05. An der Oberfläche liegt neben Martensit auch 36 % Restaustenit vor. Es hat sich gezeigt, daß das Temperaturfenster für die Härtung des X30CrMoN15 1 relativ eng ist. Im Härtemaximum liegen mit bis zu –700 MPa hohe Druckeigenspannungen in der martensitischen Phase vor. Der hochstickstofflegierte X30CrMoN15 1 reagiert bei einer Laserwärmebehandlung bezüglich seiner korrosiven Eigenschaften sehr sensibel. Unterhalb einer Maximaltemperatur von 1000°C kommt es zu einer Verschlechterung der Beständigkeit gegenüber Flächen- und Lochkorrosion. Bei einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ während der Kurzzeitlaserwärmebehandlung ist der Widerstand gegenüber Flächen- oder Lochkorrosion vergleichbar mit dem unbehandeltem Ausgangszustand. Durch weitere Erhöhung der Maximaltemperatur verbessert sich der Korrosionswiderstand

des X30CrMoN15 1 kontinuierlich. Für diese Verbesserung muß aber eine Härteabnahme und ein Anstieg des Restaustenitgehaltes in Kauf genommen werden. Durch eine Laserwärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur von $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ und einer Aufheizrate von 1570 K/s ist es möglich, alle Ausscheidungen im X30CrMoN15 1 aufzulösen.

Vergleichbarkeit Laserversuch/Gleebleversuch

Mit Hilfe von Gleebleversuchen ist es möglich, die Gefügeveränderungen durch eine Kurzzeitlaserwärmebehandlung zu simulieren. Die Vorteile einer Gleeblewärmebehandlung liegen neben der Kostenersparnis auch darin, daß für Untersuchung des kurzzeitwärmebehandelten Gefügezustandes mehr Probenmaterial zur Verfügung steht. Da über das Probenvolumen der Gleebleproben derselbe Gefügezustand vorliegt, entfällt speziell für TEM-Untersuchungen die Zielpräparation, die bei laserwärmebehandelten Oberflächen auf Grund des Gefügegradienten notwendig ist.

6. Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung der Gefügeausbildung und der Eigenspannungsverteilungen des hochstickstofflegierten Werkzeugstahls X30CrMoN15 1 + 0,4% N und des konventionellen Kaltarbeitsstahls X39CrMo17 1 (Vergleichsstahl) nach einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung sowie der daraus resultierenden chemischen Eigenschaften. Ausgehend von einem Vergütungsgefüge wird durch Kurzzeitaustenitisierung eine martensitische Umwandlung und eine Auflösung bzw. Teilauflösung der Karbide und Nitride erreicht. Der Einfluß der Maximaltemperatur und der Aufheizrate einer Kurzzeitlaserwärmebehandlung auf das Gefüge und die Härte des X30CrMoN15 1 und des X39CrMo17 1 zeigt, daß nach Überschreiten der Umwandlungstemperatur A_{c1b} ein Härteanstieg und ein Anstieg des Restaustenitgehaltes zu verzeichnen ist. Die maximal erreichbare Härte ist mit 800 HV 0,05 im X30CrMoN15 1 um 50 HV 0,05 höher als beim X39CrMo17 1. Beide Maximalhärten werden aber bei einem Restaustenitgehalt von ca. 35 % erreicht. Aus den Ergebnissen der Restaustenitanalysen, der Bestimmung der c_m/a_m -Verhältnisse und der röntgenographischen Profilanalysen konnten die Umwandlungspunkte A_{c1b} und A_{c1e} für verschiedene Aufheizraten bestimmt werden. Diese Erkenntnisse dienen zum Erstellen eines bisher nicht bekannten ZTA-Schaubildes für den hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1, welches die Vorhersage über das zu erwartende Gefüge in der Laserspür und der WEZ erlaubt. Aus den Ergebnissen der röntgenographischen Eigenspannungsanalysen ergibt sich, daß bis zum Erreichen von A_{c1b} temperaturbedingte Zugeigenspannungen und nach Erreichen von A_{c1b} umwandlungsbedingte Druckeigenspannungen an der Oberfläche vorliegen. Der Temperaturgradient in der WEZ der Laserspür und in der Tiefe spiegelt sich im gefundenen Eigenspannungsgradienten wieder. Die höchsten Eigenspannungsbeträge wurden im X30CrMoN15 1 ermittelt.

Durch transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen und Untersuchungen mittels Neutronenkleinwinkelstreuung ist nachgewiesen, daß sich die Ausscheidungen im hochstickstofflegierten Stahl X30CrMoN15 1 durch eine Kurzzeitlaserwärmebehandlung vollständig auflösen lassen. Für die großen Karbide im konventionellen Kaltarbeitsstahl sind die Verweilzeiten im Austenitgebiet bei einer Kurzzeitwärmebehandlung viel zu gering, um eine merkliche Größenveränderung herbeizuführen.

Die Korrosionsversuche zeigen, daß im Gegensatz zum X39CrMo17 1 der X30CrMoN15 1 in oxidierender Säure bei pH 5-6 empfindlicher auf Parameteränderungen bei der Kurzzeitwärmebehandlung reagiert. In 3% NaCl bei pH 7 ergibt sich aufgrund des durch die Wärmebehandlung in Lösung gebrachten Stickstoffs und Chrom eine deutliche Verbesserung des Widerstandes gegen Lochfraß des X30CrMoN15 1.

Zur Bereitstellung unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände wurden zusätzlich zu den laserwärmebehandelten Proben sogenannte Gleeble-Proben, d.h. konduktiv aufgeheizte Proben, verwendet. Durch parallele Untersuchungen konnte gezeigt werden, daß eine Äquivalenz dieser Proben in Hinblick auf Gefüge, Mikrostruktur und Korrosionseigenschaften vorliegt.

7. Literatur

- /ASTM G5-87/ ASTM-Norm G5-87. Annual Book of ASTM-Standards. Vol. 03.02, (1991)
- /Averbach 48/ Averbach, B. L.; Cohen, M.: X-ray determination of retained austenite by integrated intensities. Trans. AIME 176 (1948), S. 401
- /Bäumel 61/ Bäumel, A.; Carius, C.: Zusammenhang zwischen Anlaßbehandlung und Korrosionsverhalten von härtbaren nichtrostenden Chromstählen. Archiv für das Eisenhüttenwesen 32 (1961) 4, S.237-249
- /Behnken 86/ Behnken, H.; Hauk, V.: Berechnung der röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) des Vielkristalls aus den Einkristalldaten für beliebige Kristallsymmetrie. Z. Metallkunde Bd. 77, H9 (1986), S.620
- /Behnken 95/ Behnken, H.; Hauk, V.: Röntgenographische Elastizitätskonstanten (REK) von Stählen mit Mischgefügen aus Martensit/Ferrit und Austenit. HTM 50 (1995), S.53
- /Bergmann 93/ Bergmann, H.W.: Laser Beam Hardening – State of the Art. International Conference on Surface Engineering, Bremen (1993). In Surface Engineering. DGM Informationsges. (1993), S. 271
- /Bergmann 94/ Bergmann, H.W.; Müller, D.; Endres, T.; Damascheck, R.; Domes, J.; Brandsden, A.S.: Industrial Applications of Surface Treatments with High Power Lasers. Materials Science Forum (!994), S. 163
- /Berns 80/ Berns, H.: Was ist Stahl. Eine Stahlkunde für jedermann. 15. Auflage, A. Springer Verl. (1980)
- /Berns 89/ Berns, H.: Verzug und Rißbildung infolge von Wärmebehandlung von Werkzeugen. Radex-Rundschau (1989) 1, S. 40
- /Berns 91/ Berns, H.: Stahlkunde für Ingenieure: Gefüge, Eigenschaften, Anwendungen. 1. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, (1991)
- /Berns 99-1/ Berns, H.; Escher, C.; Streich, W.D.: Martensitic High Nitrogen Steel for Applications at Elevated Temperature. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.443

- /Berns 99-2/ Berns, H.; Eul, U.; Heitz, E.; Juse, R.L.: Corrosion Behaviour of Solution Nitrided Stainless Steels. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.517
- /Bierwirth 61/ Bierwirth, Günter: Die röntgenographische Bestimmung des Restaustenits in einsatzgehärteten Stählen. Materialprüf. 3 (1961) Nr. 6, S. 228
- /Bohne 99/ Bohne, C.; Heitkemper, M.; Pyzalla, A.; Fischer, A.: Microstructural changes due to rapid heat treatment of a high nitrogen steel. Proc. Conf. Randschichthärten und dessen Integration in die Fertigungslinie. AWT/ATZK, Karlsbad (1999), S. 111
- /Böttger 99-1/ Böttger, A.; Warren, P.J.; Smith, G.D.W.; van Genderen, M.J.; Sijbrandij, S.J.; Mittemeijer, E.J.: Tempering of Iron-Carbon-Nitrogen Martensites: (RE) Distribution of Interstitial Atoms. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.103
- /Böttger 99-2/ Böttger, A.; Mittemeijer, E.J.: Phase Transformations in Iron-Nitrogen Martensites; Role of Elastic Strain Energies. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.61
- /Bungardt 58/ Bungardt, K.: Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff. Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1958), S. 193
- /Byrnes 87/ Byrnes, M.L.; Grujicic, M.; Owens, W.S.: Nitrogen Strengthening of a Stable Austenitic Stainless Steel. Acta metall. 35 (1987) 7, S.1853
- /Cheng 91/ Cheng, L.; van der Pers, N.M.; Böttger, A.; deKeijser, T.H.; Mittemeijer, E.J.: Lattice Changes of Iron-Carbon Martensite in Aging at Room Temperature. Metallurgical Transactions A, Vol 22A, (1991), S.1957
- /Ehrhardt 95/ Ehrhardt, R.: Stickstofflegierte nichtrostende Einsatz- und Vergütungsstähle. Diss. Ruhr Universität Bochum, s.a. Fortschr.-Berichte. VDI Reihe 5, Nr. 418, Verlag Düsseldorf, 1995

- /Faber 79/ Faber, H.; Vöhringer, O.; Macherauch, E.: Röntgeninterferenzanalyse an gehärteten und angelassenen Kohlenstoffstählen. HTM 34 (1979), S.1
- /Faninger 72/ Faninger, G.; Hartmann, U.: Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). HTM 27 (1972), S...
- /Faninger 76/ Faninger, G.: Thermisch bedingte Eigenspannungen. HTM 31, (1976), S.48
- /France 97/ France, C.; Klöcker, H.; Coze, J.LE.; Fraczkiewicz, A.: Nitrogen Strengthening of a Martensitic Steel: Relation between Microstructure and Mechanical Behaviour. Acta mater. 45 (1997) 7, S.2799
- /Gavriljuk 88/ Gavriljuk, V.G.; Duz, V.A.; Jephimenko, S.P.: Dislocations in Austenite and mechanical Properties of High Nitrogen Steel. Proc. „1st Int. Conference on High Nitrogen Steels HNS 88“, The Institute of Metals, (1988), Lille, S.251
- /Gavriljuk 99/ Gavriljuk, V.G.; Berns, H.: High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer-Verlag, New York, Berlin, Heidelberg, 1999
- /Gerretsen 91/ Gerretsen, J.H.; De Witt, J.H.W.: The Role of Molybdenum in the activ-passive transition of Iron-Chromium Alloys. Electrochimica Acta. Vol. 36, No. 9, (1991)
- /Goldschmitt 67/ Goldschmitt, H.J.: Interstitial Alloys. Butterworth & Co. Ltd. (1967)
- /Göcmen 99/ Göcmen, A.; Ernst, P.; Holmes, P.: Principles of Alloy Design in High Nitrogen 12% Chromium Steels. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.215
- /Grabke 89/ Grabke, H.: Precipitation and Cosegregation on the Surface of Fe-Cr-N-Single Crystals. High Nitrogen Steels HNS 88, The Institute of Metals, London, 1989 S.261-265
- /Gräfen 96/ Gräfen, H.; Kuron, D.: Lochkorrosion an nichtrostenden Stählen. Materials and Corrosion 47, (1996), S.16
- /Gümpel 86/ Gümpel, P.; Michel, E.: Über den Einfluß der Elemente Silicium und Stickstoff auf einige Eigenschaften von austenitischen

- chemisch beständigen Stählen. Thyssen Edelst. Techn. Berichte 2. Band (1986), Heft 2, S. 181
- /Hansen 58/ Hansen, M.; Anderko, K.: Fe-N Iron-Nitrogen. in: Constitution on Binary Alloys. McGraw-Hill Book Company, New York Toronto London (1958), S.670
- /Hänninen 99/ Hänninen, H.; Corrosion Properties of HNS. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S. 479
- /Hauk 79/ Hauk, V.; Kockelmann, H.: Röntgenographische Elastizitätskonstanten ferritischer, austenitischer und gehärteter Stähle. Arch. Eisenhüttenwes. 50 (1979) Nr.8
- /Heimann 85/ Heimann, W.; Oppenheim, R.; Weßling, W.: Nichtrostende Stähle. Werkstoffkunde Stahl, Band 2, Springer Verlag Berlin, 1985, S.385-424
- /Herzbach 98/ Herzbach, L.C.; Schmidt, H.; Windler, M.: Gefüge und Korrosionsverhalten eines stickstofflegierten rostfreien Stahles. Mat.-wiss. Und Werkstofftech. 29 (1998), S.239
- /Holleck 64/ Holleck, H.: Binäre und ternäre Karbid- und Nitridsysteme der Übergangsmetalle. Materialkunde – Techn. Reihe 6, Verlag Bornträger Berlin, (1984)
- /Hornbogen 87/ Hornbogen, E.: Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik, Metallen, Polymer- und Verbundwerkstoffen. 4. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, (1987)
- /Kaesche 90/ Kaesche, H.: Die Korrosion der Metalle. Springer-Verlag, New York, Berlin, Heidelberg, 1990
- /Kearns 87/ Kearns, J.R.; Deverell, H.E.: The Use of Nitrogen to Improve the Corrosion Resistance of FeCrNiMo Alloys for the Chemical Process Industries. Marterial Performance (1987) 6, S.25
- /Klimanek 68/ Klimanek, P.: Möglichkeiten zur röntgenographischen Untersuchung von Gitterstörungen in Kristallen. Freiburger Forschungshefte B132 (1968) S.33
- /Klimanek 90/ Klimanek, P.: Röntgendiffraktometrische Subgefügeanalyse an realen Vielkristallen. Habilitationsschrift Freiberg 1990
- /Klimanek 91/ Klimanek, P.: X-Ray Diffraction Line Profiles Due to Real Polycrystals. Mat. Science Forum Vols. 79-82 (1991), S.73

- /Knote 86/ Knoter, H.: Untersuchungen an in wässrigen Elektrolyten gebildeten Passivschichten auf rostfreien Stählen mit AES und der ESCA, XPS. Diss. TH Stuttgart, 1986, S.144-146
- /Kostorz 79/ Kostorz, G.: Treatise on Materials Science and Technologie. Vol. 15, Neutron Scattering. Academic Press (1979)
- /Kraft 91/ Kraft, F.: Druckaufgestickte warmfeste Chromstähle. Diss. Ruhr Universität Bochum. s.a. Fortschr.-Berichte. VDI Reihe 5, Nr. 222, Verlag Düsseldorf, (1991)
- /Lagneborg 88/ Lagneborg, R.: Effect of Nitrogen in Vanadium-Microalloyed Steels. Proc. „1st Int. Conference on High Nitrogen Steels HNS 88“, The Institute of Metals, (1988), Lille, S.136
- /Lu 91/ Lu, Y.C.; Luo, J.L.; Ives, M.B.: Effect of nitriding on the anodic behavior of iron and its significance in pitting corrosion of ironbased alloys. Corrosions 47 (1991) S.835
- /Lueg 90/ Lueg, J.: Stickstofflegierte Werkzeugstähle. Diss. Ruhr Universität Bochum. s.a. Fortschr.-Berichte. VDI Reihe 5, Nr. 188, Verlag Düsseldorf, 1990
- /Lueg 93/ Lueg, J.: High Nitrogen Tool Steels for Various Applications. Proc. „3rd International Conference on High Nitrogen Steels HNS 93“, Kiev (1993), S. 580
- /Macherauch 61/ Macherauch, E.; Müller, P.: Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. Z.f. angew. Phys. 13 (1961), S.305
- /Macherauch 83/ Macherauch, E.; Hauk, V.: Eigenspannungen-Entstehung-Messung-Bewertung. DGM, Oberursel, Band 1 u. 2, (1983)
- /Maier 90/ Meyer, C.: Randschichthärtung mittels Lasern. Fortschrittberichte VDI, Reihe 2: Fertigungstechnik Nr. 193 (1990)
- /Moss 67/ Moss, S.C.: Static atomic displacements in iron-carbon martensite. Acta Metallurgica, Vol 15 (1967), S.1815
- /Mudali 86/ Mudali, U.K. et.al.: Influence of Nitrogen Addition on Microstructure and Pitting Corrosion Resistance of Austenitic Weld Metals. Werkstoff und Korrosion 37 (1986), S.643

- /Müller 96/ Müller, K.; Körner, C.; Bergmann, H.W.: Numerische Simulation der Eigenspannungen und Deformationen beim Laserstrahlrandschichthärten. HTM 51, (1996), S. 19
- /Obergfell 99/ Obergfell, K.; Schulze, V.; Vöhringer, O.: Mikrostrukturelle Charakterisierung und Simulation lasergehärteter Randschichten von Stählen. Handbuch zum DGF-Schwerpunkt „Kurzzeitmetallurgie“, Hrsg. Universität Bayreuth, Lehrstuhl für metallische Werkstoffe, (1999), S.215
- /Ogawa 78/ Ogawa, H.; Omata, H.; Itoh, I.; Okada, H.: Corr. NACE 34 (1978) 52
- /Olefjord 96/ Olefjord, I.; Wegrelius, L.: The influence of nitrogen on the passivation of stainless steels. Corr. Sci. 38 (1996) S.1203
- /Pettersson 99/ Jargelius-Pettersson, R.F.A.; Flyg, J.; Wessman, S.: The Influence of Nitrogen Alloying on the Pitting and Crevice Corrosion of Austenitic and Duplex Stainless Steels. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.489
- /Papaphilippou 96/ Papaphilippou, C.; Jeandin, M.: Spot laser hardening. Journal of Materials Science Letters 15 (1996), S. 1064
- /Puell 86/ Puell, H.B.: Oberflächenbehandeln mit Hochleistungslasern. Laser Magazin, 4 (1986), S.10
- /Razim 85/ Razim, C.: Restaustenit – zum Kenntnisstand über Ursache und Auswirkungen bei einsatzgehärteten Stählen. HTM 40 (1985) 4, S.150
- /Roberts 43/ Roberts, G.A.; Mehl, R.F.: The Mechanism and the Rate of Formation of Austenite from Ferrite-Cementite Aggregates. Trans. Amer. Soc. Metals 31 (1943) S.613
- /Rondelli 95/ Rondelli, G.; Vicentini, B.; Cigada, A.: Influence of Nitrogen and Manganese on localized Corrosion Behaviour of Stainless Steels in Chloride Environments. Materials and Corrosion 46 (1995), S.628
- /Rosa-Fox 97/ de la Rosa-Fox, N.: Microstructural evolution during sintering of Y-doped ZrO₂. BENSC Experimental Reports (1997)

- /Rose 56/ Rose, A.; Strassburg, W.: Kinetik der Austenitbildung unlegierter und niedriglegierter untereutektoider Stähle. Arch. f. d. Eisenhüttenwesen 27 (1956), S. 513
- /Rosenfels 64/ Rosenfels, J.; Danilow, I.: Lochfraß- (Pitting-) Korrosion passiver, rostfreier Stähle,. Zeitschrift für physikalische Chemie 226 (1964) $\frac{3}{4}$, S.267
- /Samsonov 64/ Samsonov, G.V.: Plenum Press Handbooks of High-Temperature Materials. No. 2 Properties Index. Plenum Press New York (1964)
- /Schaeffler 49/ Schaeffler, A.L.: Constitutionel Diagram for Stainless Steel Weld Metal. Metal Progress 56 (1949) 5, S.680
- /Schatt 72/ Schatt, W.: Einführung in die Werkstoffwissenschaft. 1.Aufl. VEB Verlag Leipzig (1972)
- /Schenck 63/ Schenck, H.: Beitrag zur Löslichkeit des Stickstoffs in Eisenlegierungen im Temperaturbereich von 700°C bis 1200°C. Stahl und Eisen 83 (1963) 2, S.93
- /Scherrer 18/ Scherrer, P.: Bestimmung der Größe und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen. Nachr. Ges. Wiss. Göttingen 26 (1918), S.98
- /Schlicht 74/ Schlicht, H.: Beitrag zur Theorie des schnellen Erwärmens und schnellen Abkühlens von Stahl. HTM 29, Heft 3 (1974), S.184
- /Schumann 60/ Schumann, H.: Metallographie. 3. Aufl. VEB Verlag Leipzig (1960)
- /Sediks 86/ Sediks, A.J.: Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels, Corrosion 42 (1986) 7, S.378
- /Siebert 94/ Siebert, S.: Randaufsticken nichtrostender Stähle. Diss. Ruhr Universität Bochum. s.a. Fortschr.-Berichte. VDI Reihe 5, Nr. 383, Verlag Düsseldorf, 1994
- /Spur 87/ Spur, G.: Handbuch der Fertigungstechnik. Bd.4 / 2 Wärmebehandlung, Hansa Verlag, München (1987)
- /Stein 88/ Stein, G.; Menzel, J.; Dörr, H.: Industrial manufacturing of massively nitrogen alloyed steels. Proc. „1st Int. Conference on High Nitrogen Steels HNS 88“, The Institute of Metals, (1988), Lille, S.32

- /Stokes 42/ Stokes, A.R.; Wilson, A.C.J.: A Method of Calculating the Integral Breadths of Debye-Scherrer Lines. Proc. Cambridge Philos. Soc. 38 (1942), S.313
- /Stokes 44/ Stokes, A.R.; Wilson, A.C.J.: Diffraction of X-rays by Distorted-Crystal Aggregates. Proc.Phys. Soc. London 56 (1944), S.382
- /Stuhlmann 54/ Stuhlmann, W.: Die Aussage der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für den Härterei-Ingenieur. HTM 6 (1954), S.31
- /Taillard 99/ Taillard, R.; Vanderschaeve, F.; Foct, J.: Mechanical Behaviour of Aged and Not Prestrained High Nitrogen Austenitic Stainless Steels. Materials Science Forum Vols. 318-320 (1999) S.413
- /Uhlig 75/ Uhlig, H.: Korrosion und Korrosionsschutz. Akademie Verlag Berlin, 1975, S.63-93
- /Wang 92/ Wang, G.: Härtbare nichtrostende PM-Stähle und Stahlverbunde mit hohem Stickstoffgehalt. Diss. Ruhr Universität Bochum. s.a. Fortschr.-Berichte. VDI Reihe 5, Nr. 277, Verlag Düsseldorf, 1992
- /Warren 50/ Warren, B.; Averbach, B.L.: The Effect of Cold-Work Distorsion on X-Ray Patterns. J.Appl. Phys. 21 (1950), S.208
- /Willbrand 66/ Willbrand, J.; Hillnhagen, E.: Beitrag zur röntgenographischen Bestimmung des Restaustenits. HTM 24 (1966), S.159
- /Yaniv 77/ Yaniv, A.E.; Lumsden, J.B.; Staehle, R.W.: J. Electrochem. Soc. 124 (1977) 419
- /Zoch 92/ Zoch, H.W.; Trojahn, W.; Ebert, F.-J.: Hochaufgestickter, martensitischer Wälzlagerstahl ist ermüdungsfest und korrosionsbeständig. Wälzlagertechnik-Industrietechnik FAG (1992) 503, S.9

8. Tabellen und Bilder

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe laut chemischer Analyse, Angaben in Gew. %

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Al	Ti	Cu	N	Fe
X30CrMoN15 1	0,30	0,64	0,49	15,56	1,02	0,16	0,42	0,003	0,003	0,03	0,42	Rest
X39CrMo17 1	0,43	0,39	0,38	16,21	1,10	0,43						Rest

Tabelle 3.2: Wärmebehandlungsparameter zur Einstellung des Ausgangszustandes

Werkstoff	X39CrMo17 1	X30CrMoN15 1
Härten	1050°C / 30 min / Öl	1200°C / 30 min / Öl
Tiefkühlen	entfällt	-196°C
Anlassen	700°C / 2h / Luft	620°C / 2h / Luft

Tabelle 3.3: Gleebleversuchssparameter, Restaustenitgehalt und Härte des X30CrMoN15 1

Maximaltemperatur	Aufheizrate	RA-Gehalt	Härte
[°C]	[K/s]	[%]	[HV 0,05]
750	1400	1	440
800	820	2	430
870	1140	1	430
1000	1400	13	620
1020	1300	23	680
1055	1330	69	760
1180	1150	100	420
1280	1375	100	410

Tabelle 3.4: Kurzzeitlaserwärmebehandlungsparameter, Restaustenitgehalt und Härte des X30CrMoN15 1, niedrige Aufheizraten

Maximaltemperatur [°C]	Aufheizrate [K/s]	RA-Gehalt [%]	Härte [HV 0,05]
750	1010	4	400
850	1150	4	400
950	1290	8	480
1000	1360	36	800
1050	1430	70	750
1100	1500	100	600
1150	1570	100	480
1200	1630	100	450
1250	1700	100	420
1300	1770	100	430
1350	1850	100	420

Tabelle 3.5: Kurzzeitlaserwärmebehandlungsparameter, Restaustenitgehalt und Härte des X30CrMoN15 1, hohe Aufheizraten

Maximaltemperatur [°C]	Aufheizrate [K/s]	RA-Gehalt [%]	Härte [HV 0,05]
900	4060	4	410
1000	4520	21	600
1100	5990	85	800
1200	5450	100	630
1300	5900	90	490

Tabelle 3.6: Kurzzeitlaserwärmebehandlungsparameter, Restaustenitgehalt und Härte des X39CrMo17 1, niedrige Aufheizraten

Maximaltemperatur [°C]	Aufheizrate [K/s]	RA-Gehalt [%]	Härte [HV 0,05]
750	1010	1	330
800	1080	2	330
850	1150	2	340
900	1220	1	330
950	1290	1	330
1000	1360	2	480
1050	1430	18	550
1100	1500	25	590
1150	1570	35	750
1250	1700	75	650
1350	1850	84	640

Tabelle 3.7: Kurzzeitlaserwärmebehandlungsparameter, Restaustenitgehalt und Härte des X30CrMoN15 1, niedrige Aufheizraten, hohe Aufheizrate

Maximaltemperatur [°C]	Aufheizrate [K/s]	RA-Gehalt [%]
900	4060	1
1000	4520	1
1100	4990	12
1200	5450	40

Tabelle 3.8: R-Faktoren für Austenit und Ferrit für Co-K_α-Strahlung /Faninger 72/

Austenit			Ferrit		
Reflex	2q	R-Faktor	Reflex	2q	R-Faktor
hkl	[°]	[10 ⁻⁴⁸ cm ⁻⁶]	hkl	[°]	[10 ⁻⁴⁸ cm ⁻⁶]
111	50,9	104	110	52,4	140
200	59,6	46,5	200	77,2	19,6
220	89,6	27,2	211	99,7	44,2

Tabelle 4.1: Elektrochemische Kennwerte von Stromdichte-Potentialmessungen an kurzzeitlaserwärmebehandeltem X39CrMo17 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

T _{max}	U _r	U _p	U _a	U _d	i _p	i ₀
[°C]	[mV]	[mV]	[mV]	[mV]	[μAcm ⁻²]	[μAcm ⁻²]
0	-250	-150	210	1140	5300	15
750	-250	-150	180	1130	4300	24
850	-240	-150	150	1150	3900	34
900	-230	-140	150	1140	3600	18
1000	-240	-140	200	1140	3400	15
1100	-230	-160	140	1130	2400	11
1100	-240	-160	150	1150	2400	21
1150	-250	-150	180	1120	3400	16
1200	-230	-150	130	1140	2400	28
1250	-210	-170	-30	1130	900	11
1350	-190	-170	-70	1130	600	24

Tabelle 4.2: Elektrochemische Kennwerte von Stromdichte-Potentialmessungen an Gleebleproben aus X39CrMo17 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

T_{max} [°C]	U_r [mV]	U_p [mV]	U_a [mV]	U_d [mV]	i_p [μAcm ⁻²]	i₀ [μAcm ⁻²]
880	-260	-190	150	1140	4100	27
1100	-240	-180	110	1130	2800	22
1200	-210	-170	110	1140	8100	44

Tabelle 4.3: Elektrochemische Kennwerte der Stromdichte-Potentialmessungen an Laserproben aus X39CrMo17 1 und X30CrMoN15 1, aufgenommen in 3%-iger NaCl-Lösung

X39CrMo17 1			X30CrMoN15 1		
T_{max} [°C]	U_r [mV]	U_d [mV]	T_{max} [°C]	U_r [mV]	U_d [mV]
0	-20	x	0	10	380
800	-100	x	750	20	190
850	70	260	900	110	290
950	70	280	950	10	330
1050	-50	300	1000	40	400
1100	70	210	1100	-20	500
1250	90	270	1100	90	540
1350	-30	150	1150	10	660
			1300	30	1360
			1350	10	1390

Tabelle 4.4: Elektrochemische Kennwerte von Stromdichte-Potentialmessungen an kurzzeitlaserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

T_{max} [°C]	U_r [mV]	U_p [mV]	U_a [mV]	U_d [mV]	i_p [μAcm ⁻²]	i₀ [μAcm ⁻²]
0	-270	-100	290	1170	5748	12
850	-260	-80	350	1160	11200	105
900	-270	-100	330	1160	11415	72
950	-250	-80	330	1150	8215	20
1000	-280	-110	300	1150	7822	19
1050	-230	-140	350	1150	5043	12
1100	-240	-150	210	1100	3990	10

Tabelle 4.5: Elektrochemische Kennwerte von Stromdichte-Potentialmessungen an Gleebleproben aus X30CrMoN15 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

Werkstoff	T_{max} [°C]	U_r [mV]	U_p [mV]	U_a [mV]	U_d [mV]	i_p [μAcm ⁻²]	i₀ [μAcm ⁻²]
X30CrMoN15 1	750	-240	-70	370	1140	23000	60
	870	-240	-120	340	1150	17300	53
	1000	-230	-130	340	1140	12900	38
	1280	-260	-190	-100	1180	2800	70

Tabelle 5.1: Diffusionskonstanten für Kohlenstoff und Stickstoff in Ferrit und Austenit

/Samsonov 64/

Diffusionsparameter	D₀ [cm²/s]	Q [cal/mol]
C in α-Fe	2,0 10 ⁻²	20100
C in γ-Fe	7,0 10 ⁻²	32000
N in α-Fe	0,6 10 ⁻²	18600
N in γ-Fe	1,9 10 ⁻²	28300

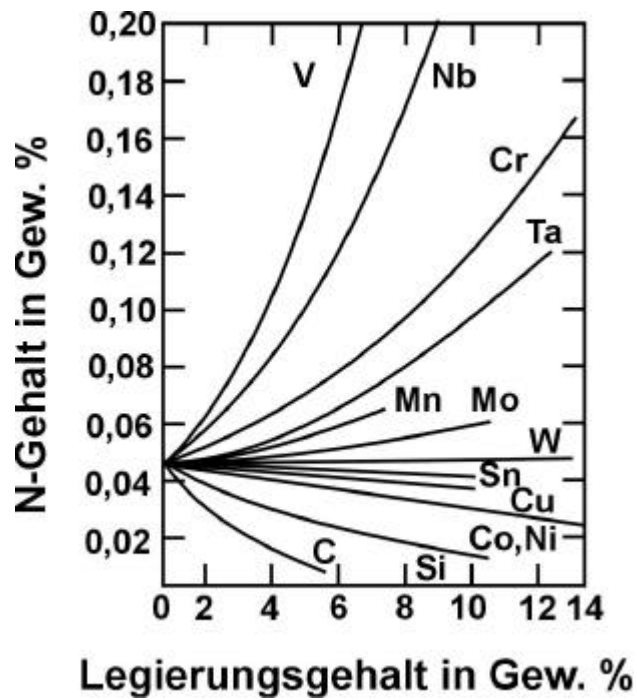


Abb. 2.1: Einfluß von Legierungselementen auf die Stickstofflöslichkeit einer binären Fe-Legierung bei 1600°C /Schenck 63/

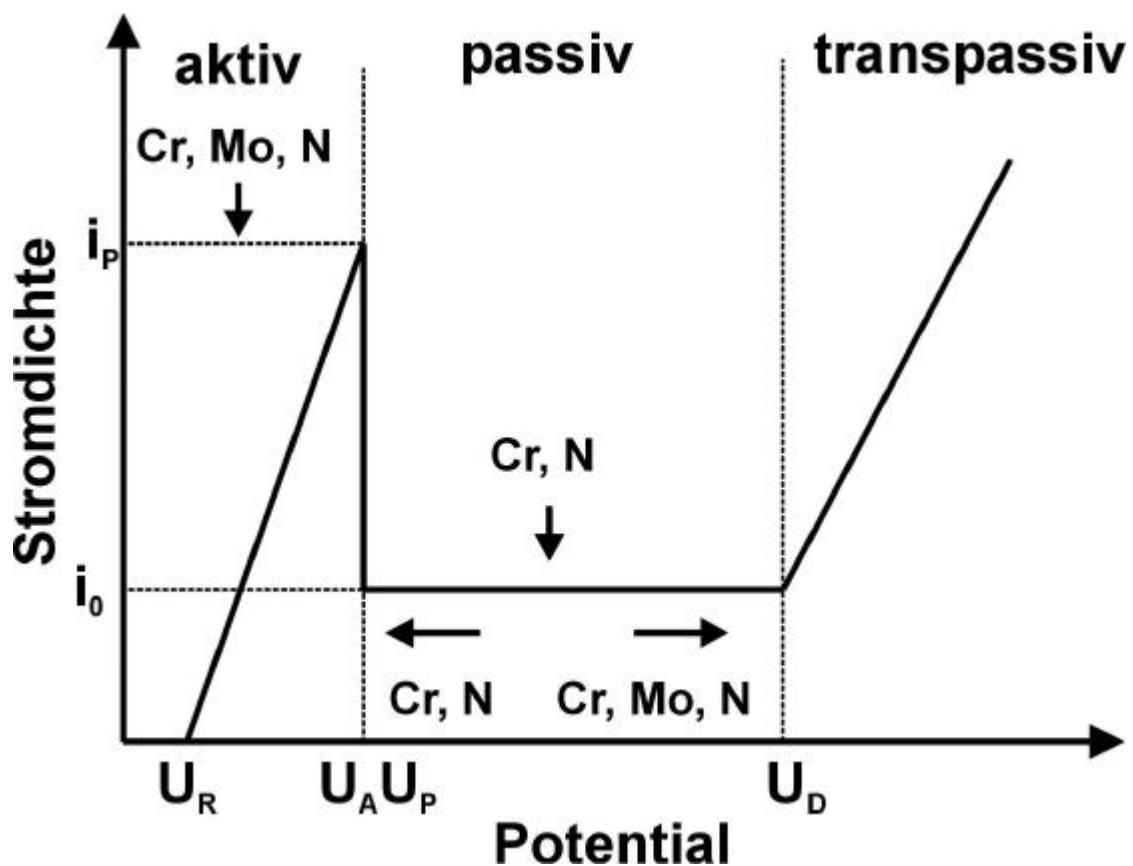


Abb. 2.2: Einfluß der Legierungselemente Chrom, Molybdän und Stickstoff auf das Passivierungsverhalten von nichtrostenden Stählen /Kearns 87/

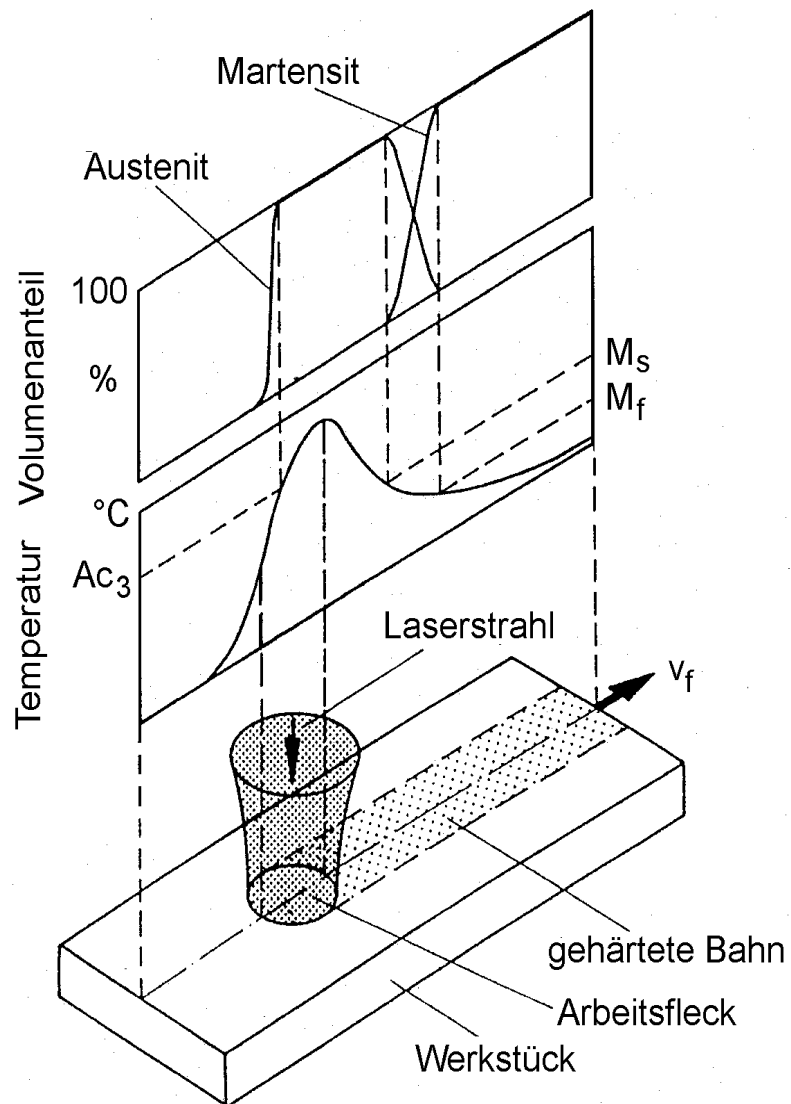


Abb. 3.1: Prinzip der Laserstrahlhärtung mittels Rundfokus und zeitlicher Verlauf der Festphasenumwandlung /Maier 90/

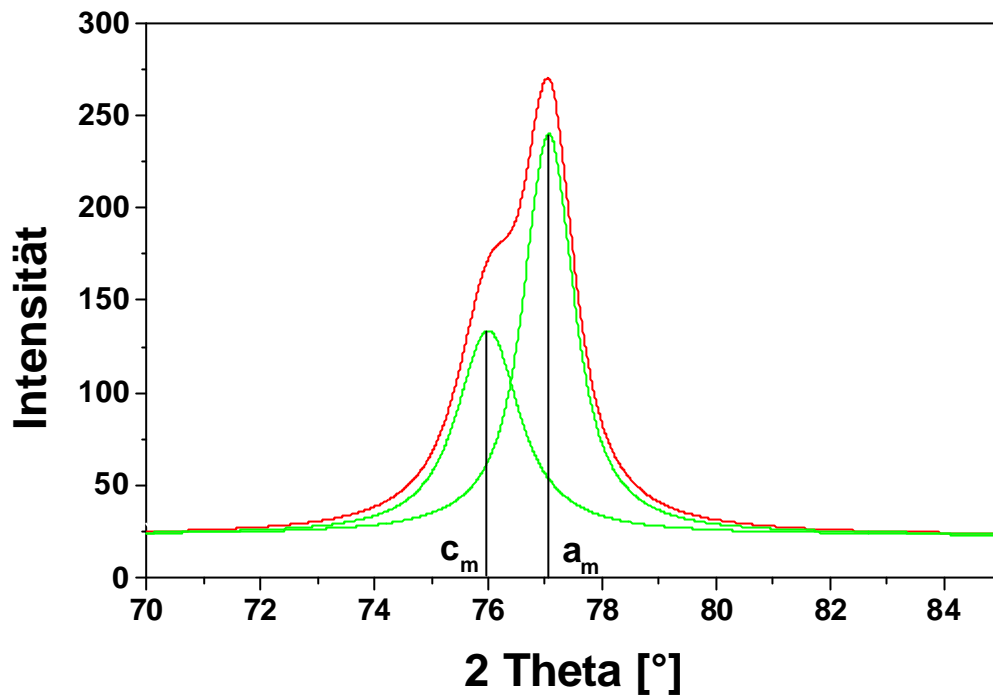


Abb. 3.2: Durch tetragonale Verspannung des Martensits erzeugte Aufspaltung des h00-Reflexes

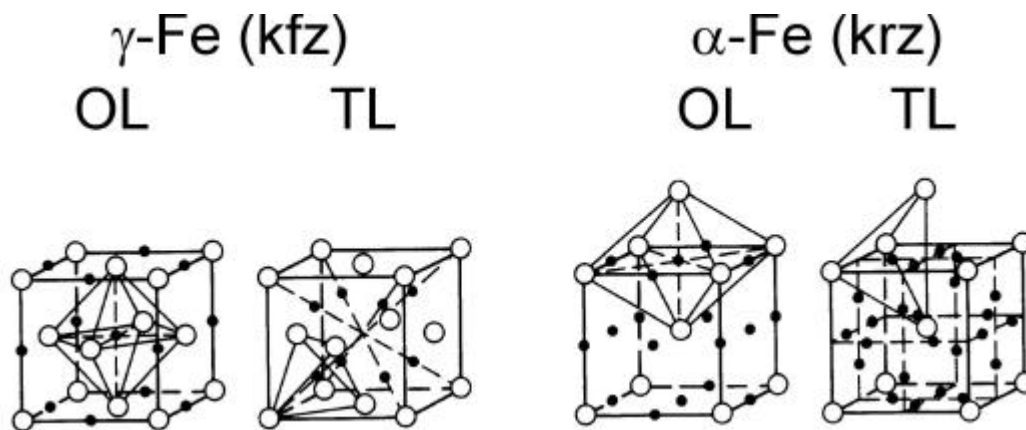


Abb. 3.3: Einheitszellen des Ferrits und Austenits mit Oktaederlücken (OL) und Tetraederlücken (TL) /Berns 91/

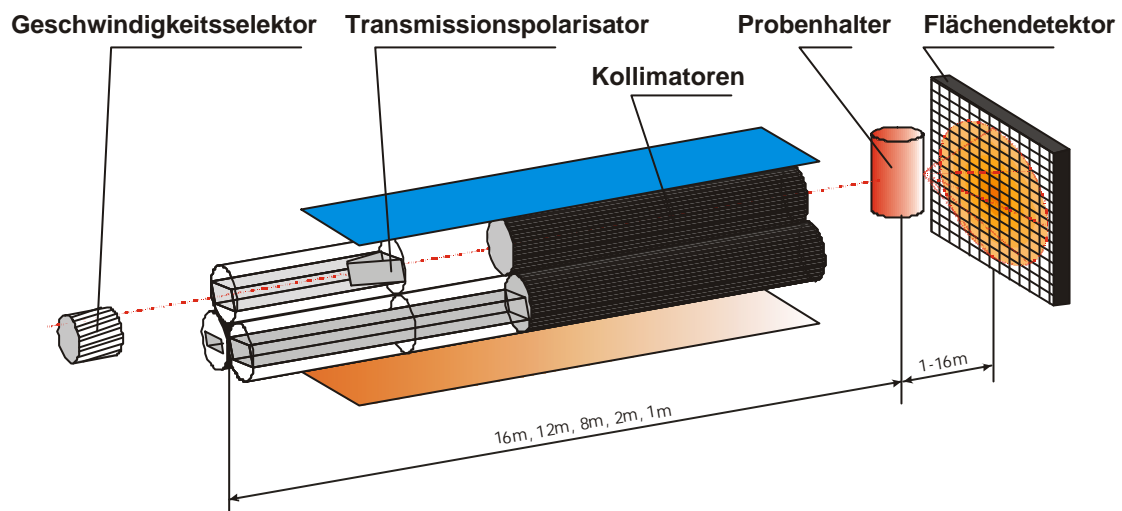


Abb. 3.4: Neutronenkleinwinkelstreuanlage, V4 am HMI

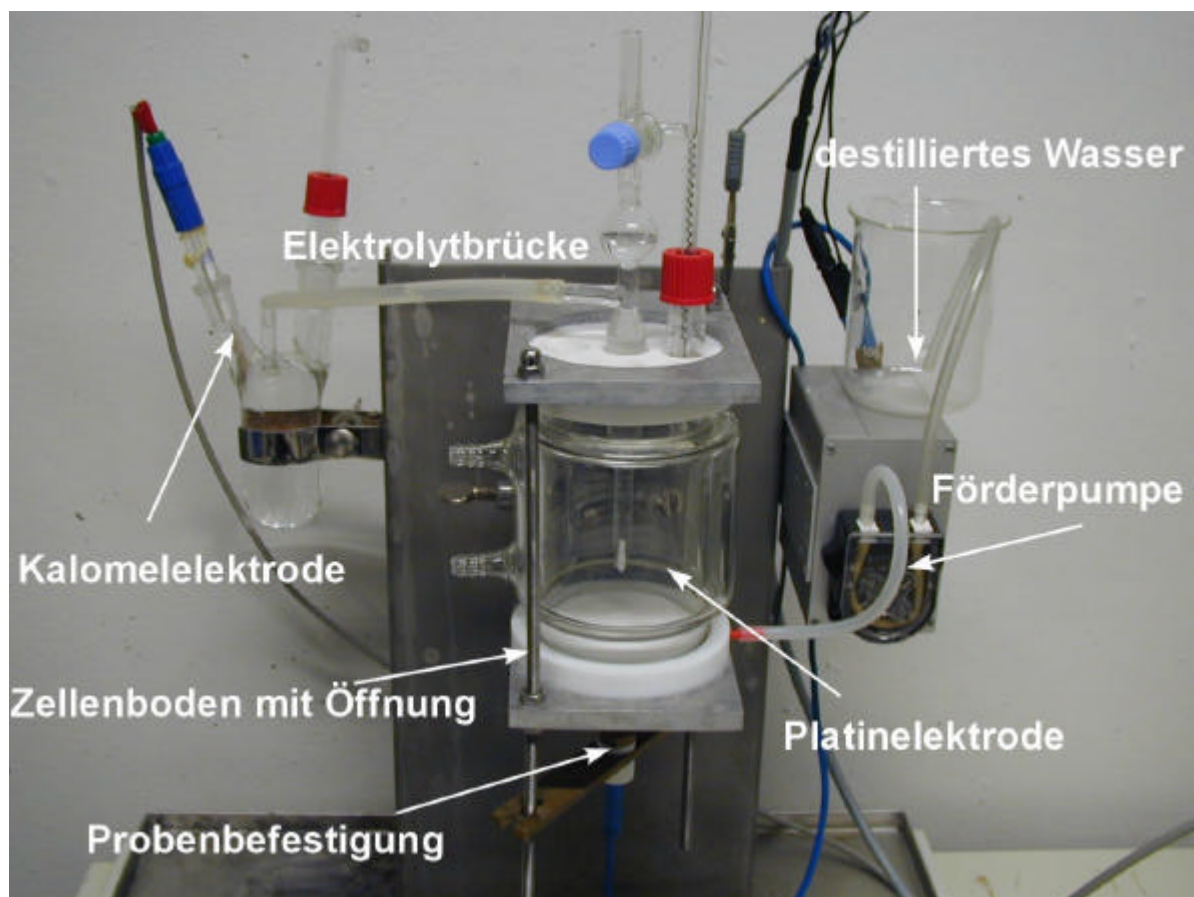


Abb. 3.5: Aufbau der verwendeten Korrosionszelle



Abb. 4.1: Lichtmikroskopische Aufnahme, X39CrMo17 1, Ausgangszustand, (1050°C/30min/Öl + 700°C/2h/Luft), /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

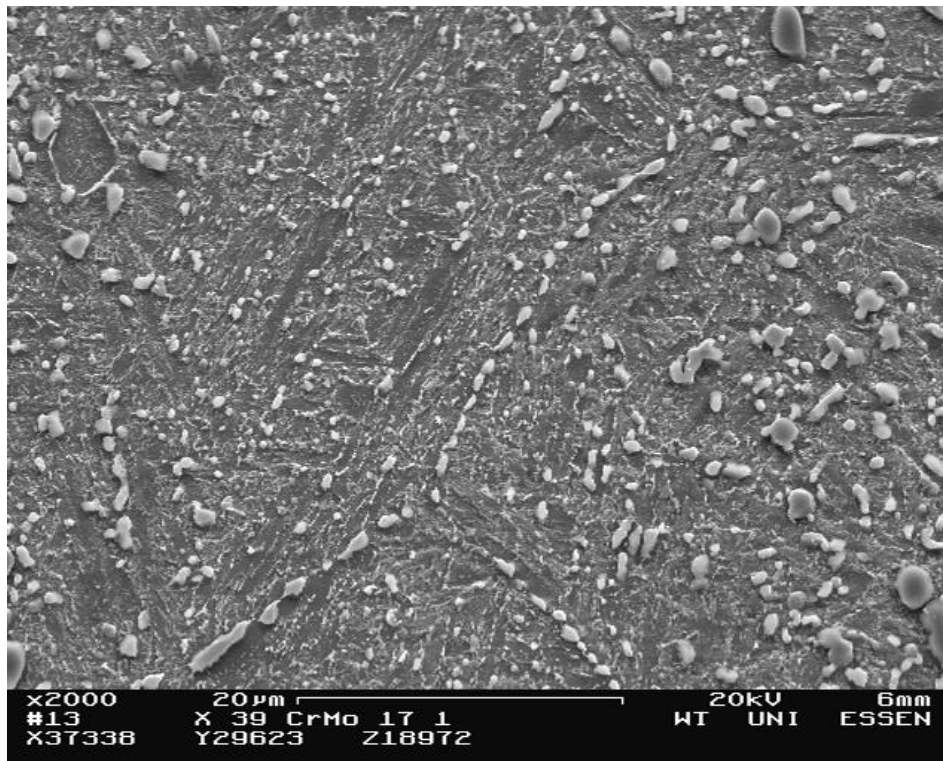


Abb. 4.2: REM-Aufnahme, X39CrMo17 1, Ausgangszustand, (1050°C/30min/Öl + 700°C/2h/Luft), /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

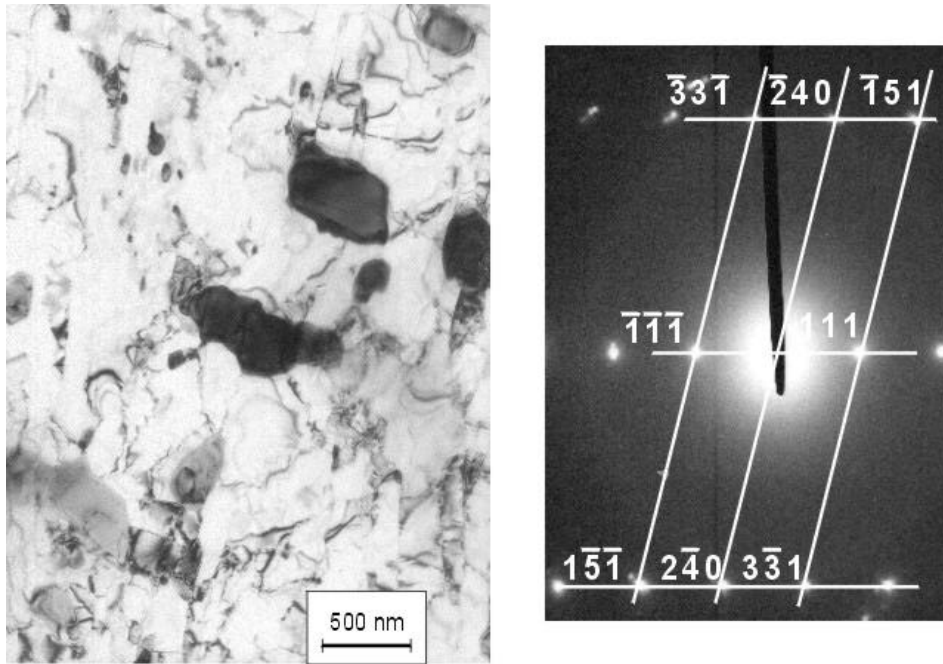


Abb. 4.3: TEM-Aufnahme, X39CrMo17 1, Ausgangszustand, (1050°C/30min/Öl + 700°C/2h/Luft), Ausscheidung vom Typ M₂₃C₆

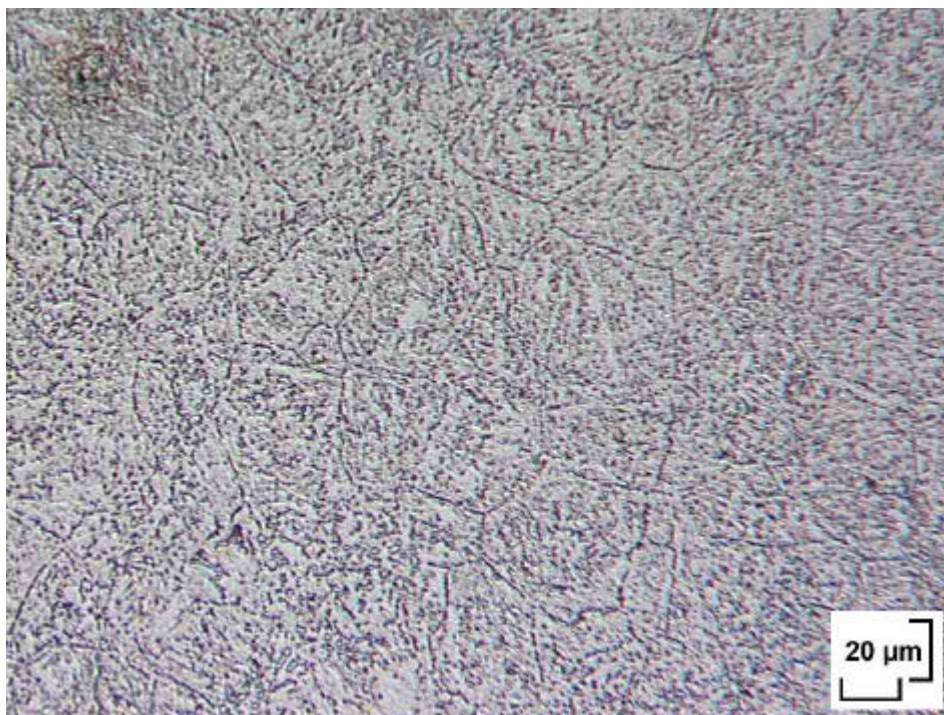


Abb. 4.4: Lichtmikroskopische Aufnahme, X39CrMo17 1, T_{max} = 940°C, Aufheizrate = 1310 K/s, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

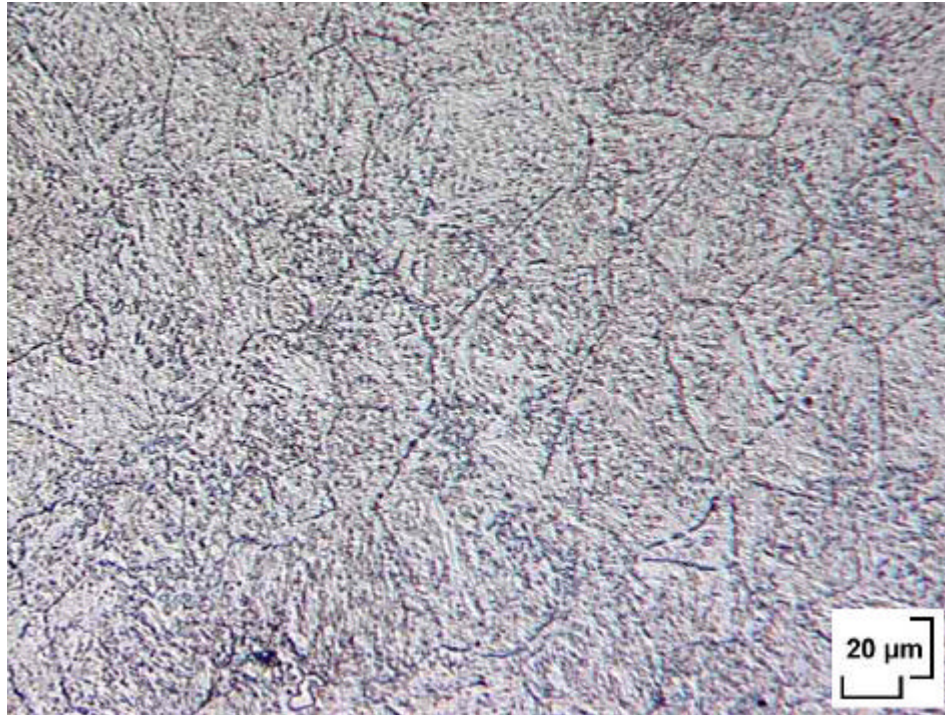


Abb. 4.5: Lichtmikroskopische Aufnahme, X39CrMo17 1, $T_{\max} = 1200^{\circ}\text{C}$,
Aufheizrate = 1330 K/s, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

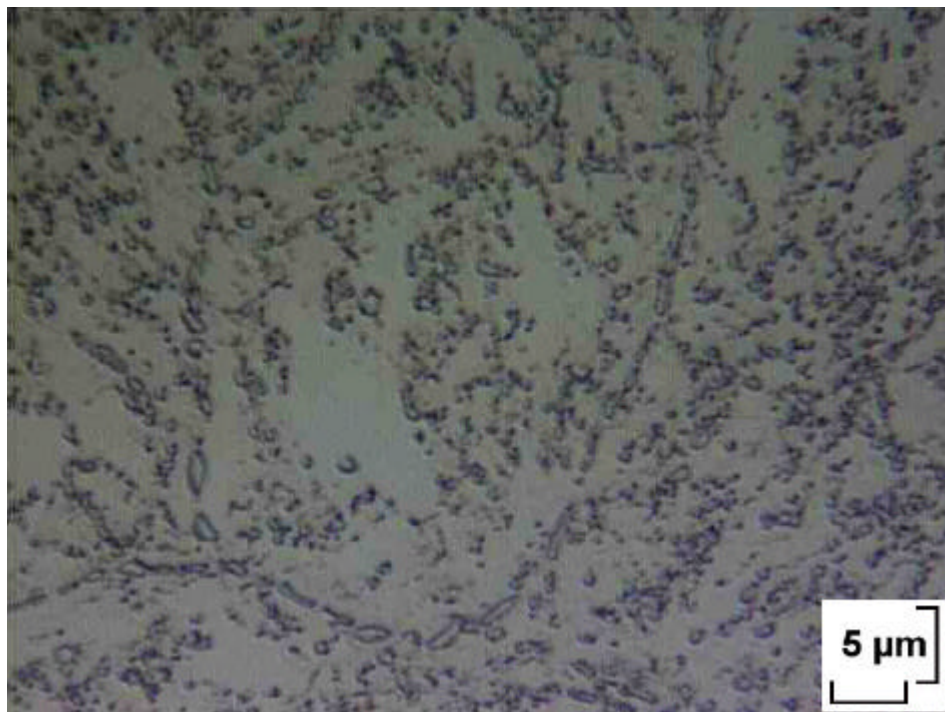


Abb. 4.6: X39CrMo17 1, nach Gleebleversuch mit $T_{\max} = 1100^{\circ}\text{C}$, $\dot{T} = 1300 \text{ K/s}$,
lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH
Essen/

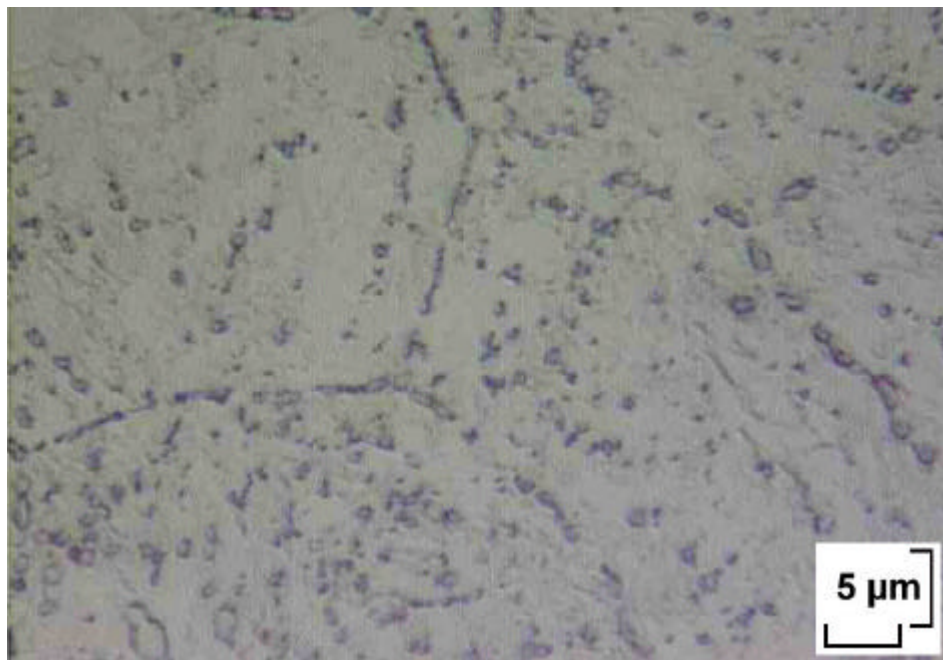


Abb. 4.7: X39CrMo17 1, nach Gleebleversuch mit $T_{\max}=1200^{\circ}\text{C}$, $\dot{T}=1330 \text{ K/s}$, lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

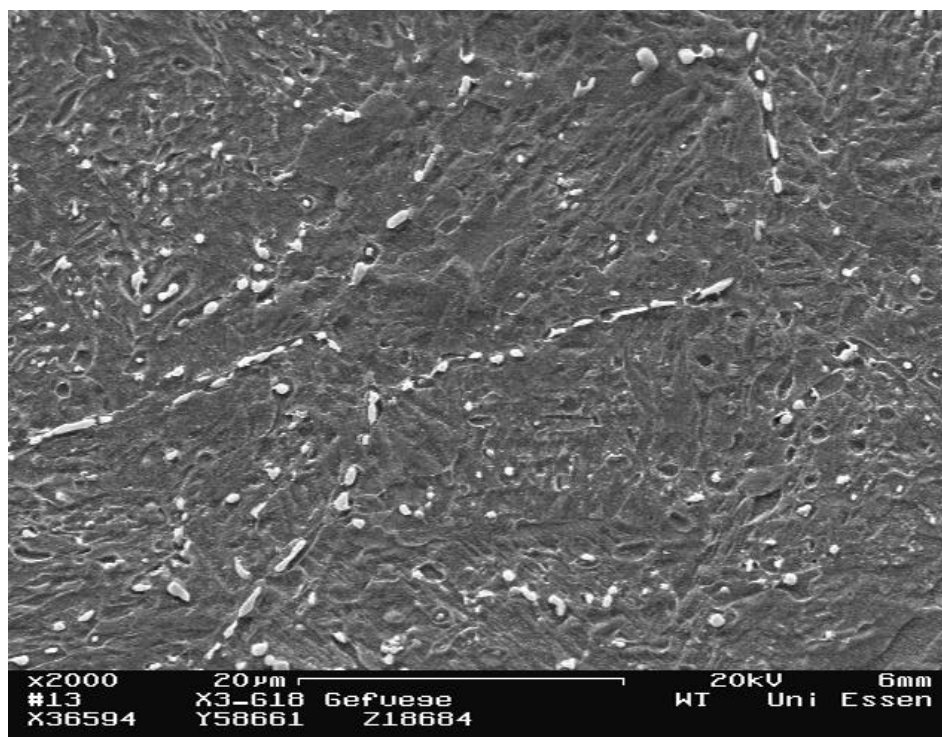


Abb. 4.8: REM-Aufnahme, X39CrMo17 1, $T_{\max} = 1200^{\circ}\text{C}$, Aufheizrate = 1330 K/s, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

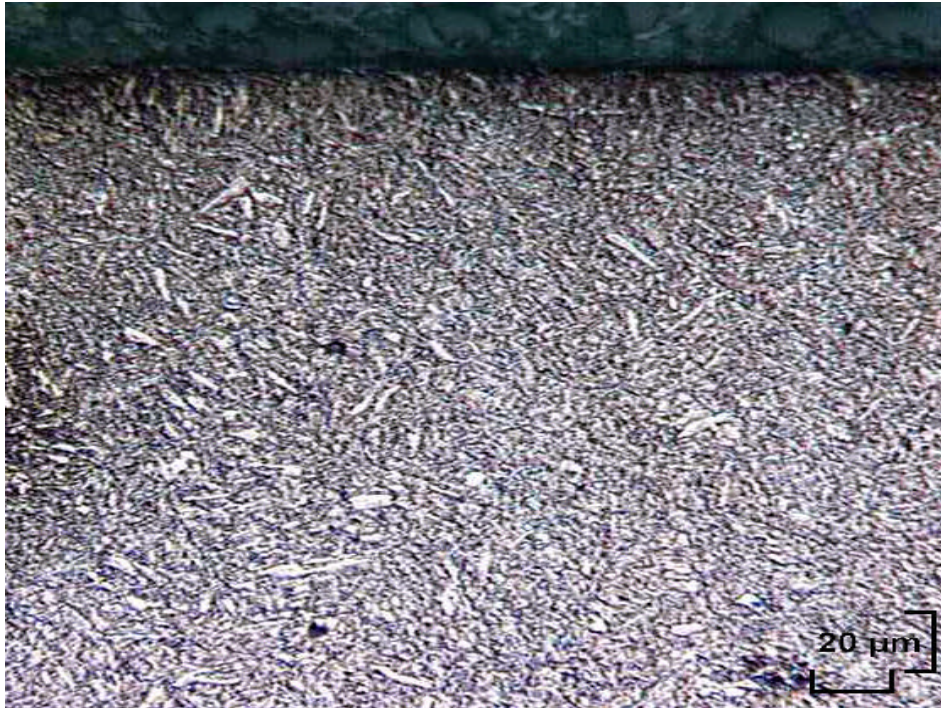


Abb. 4.9: X39CrMo17 1; Querschliff durch die Laserspür nach einer Laser-Oberflächenbehandlung mit $T_{\max} = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

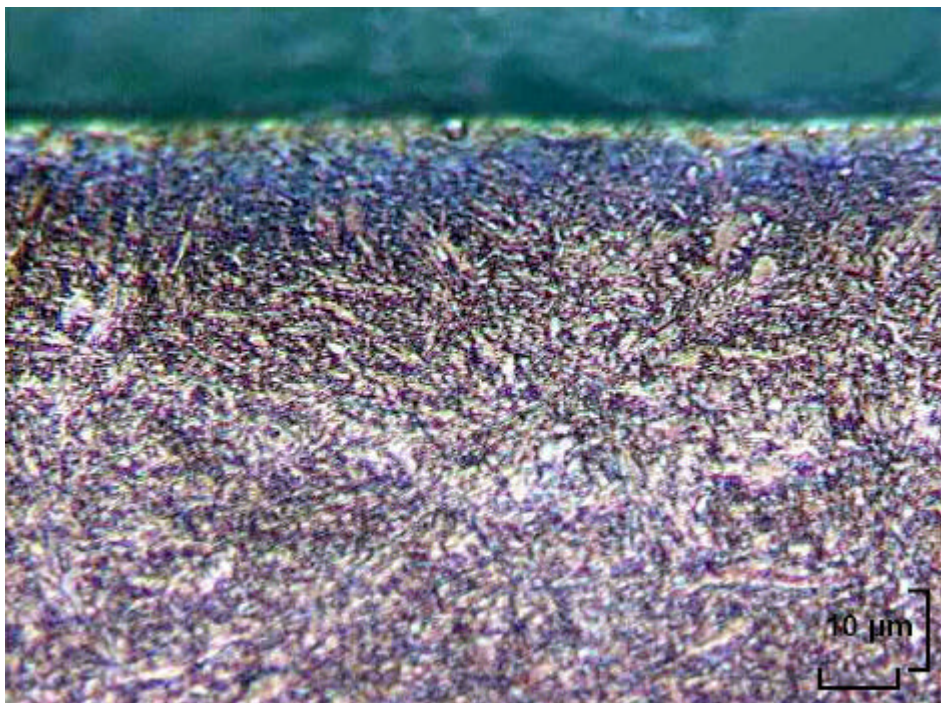


Abb. 4.10: X39CrMo17 ; Querschliff durch die Laserspür nach einer Laser-Oberflächen-behandlung mit $T_{\max} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

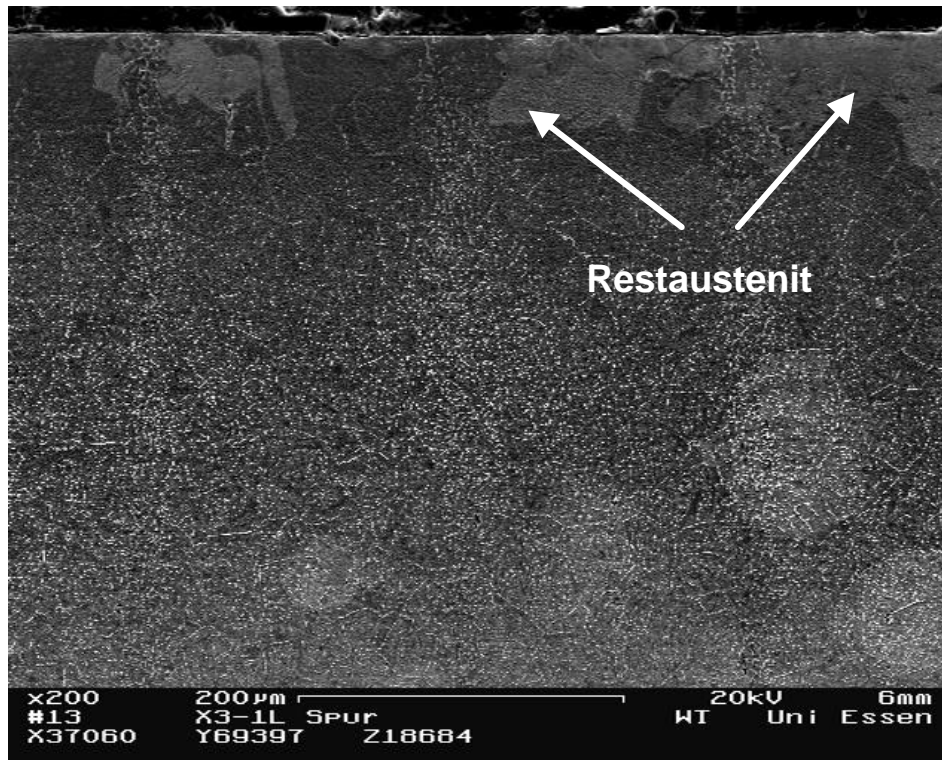


Abb. 4.11: X39CrMo17 1; Querschliff durch die Laserspur nach einer Laseroberflächenbehandlung mit $T_{\max} = 1350\text{ °C}$, rasterelektronenmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

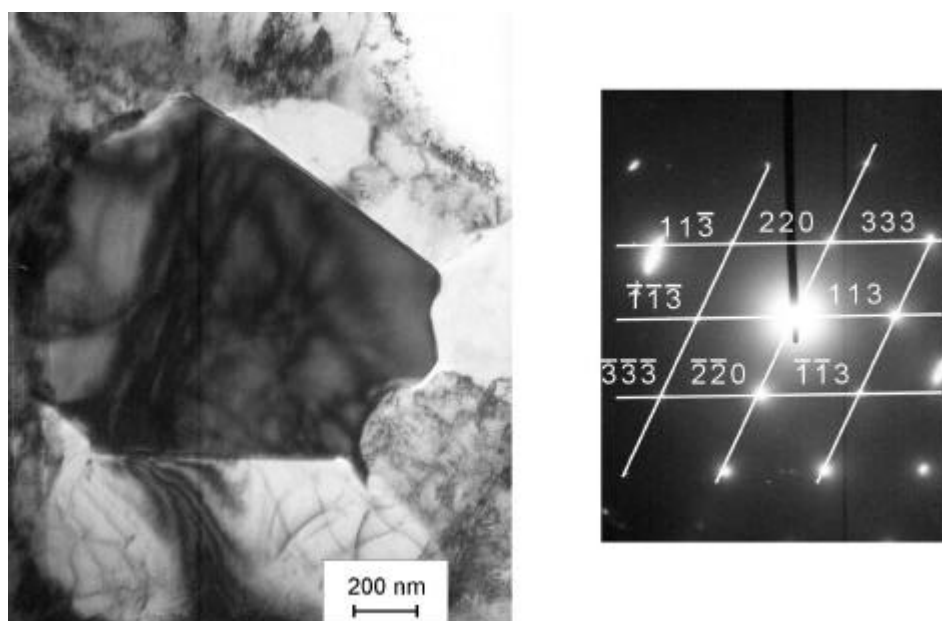


Abb. 4.12: Ausscheidung vom Typ $M_{23}C_6$ im X39CrMo17 1, $T_{\max} = 1100\text{ °C}$

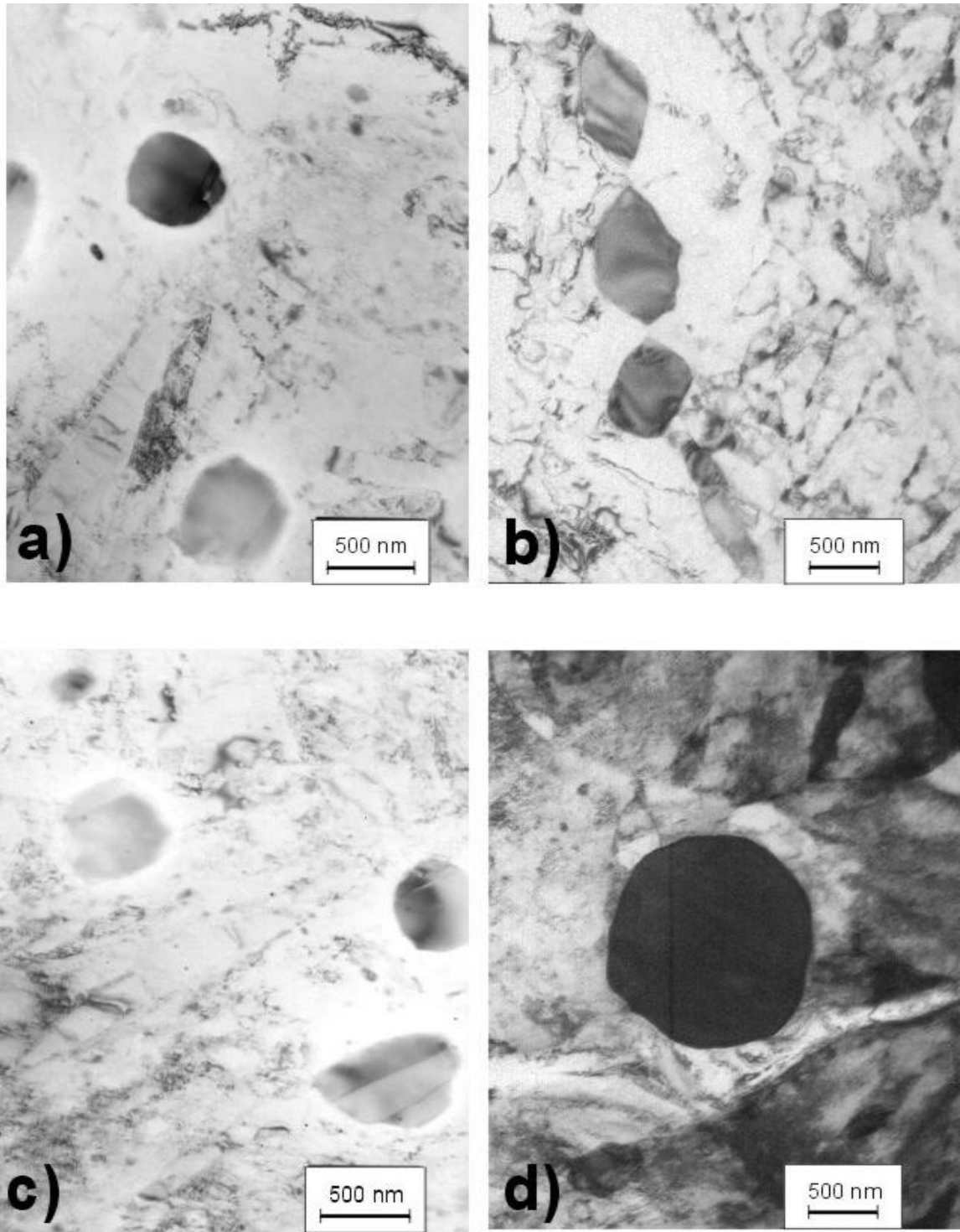


Abb. 4.13: Ausscheidungen vom Typ $M_{23}C_6$ im X39CrMo17 1 nach verschiedenen Wärmebehandlungstemperaturen

a) 750°C

b) 850°C

c) 1100°C

d) 1200°C

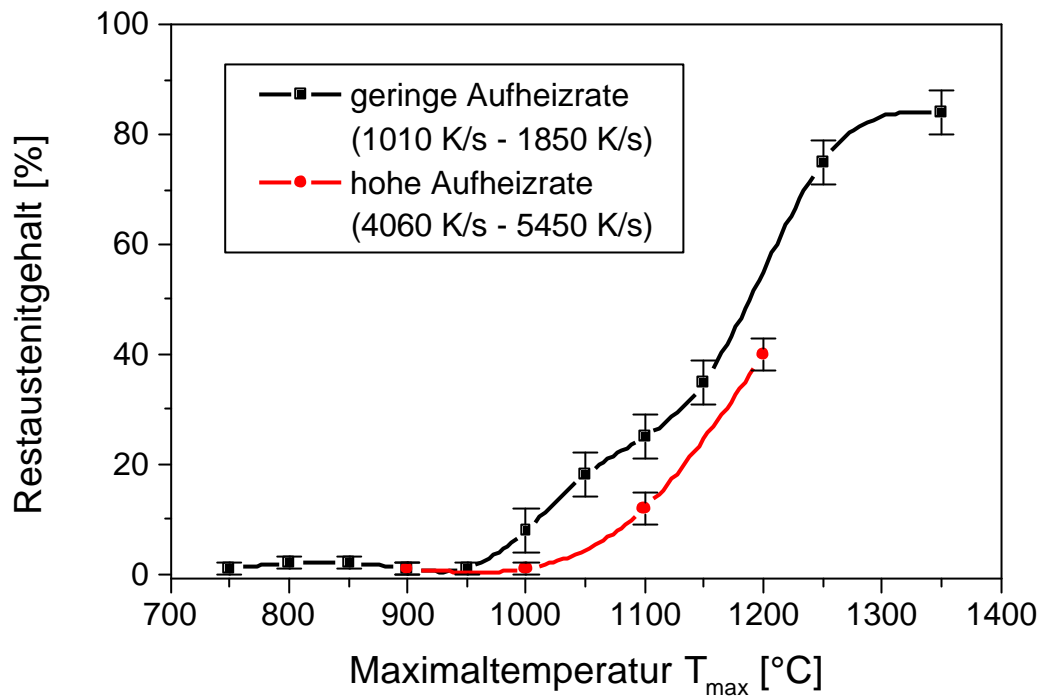


Abb. 4.14: Restaustenitgehalte im X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von Maximaltemperatur und Aufheizrate

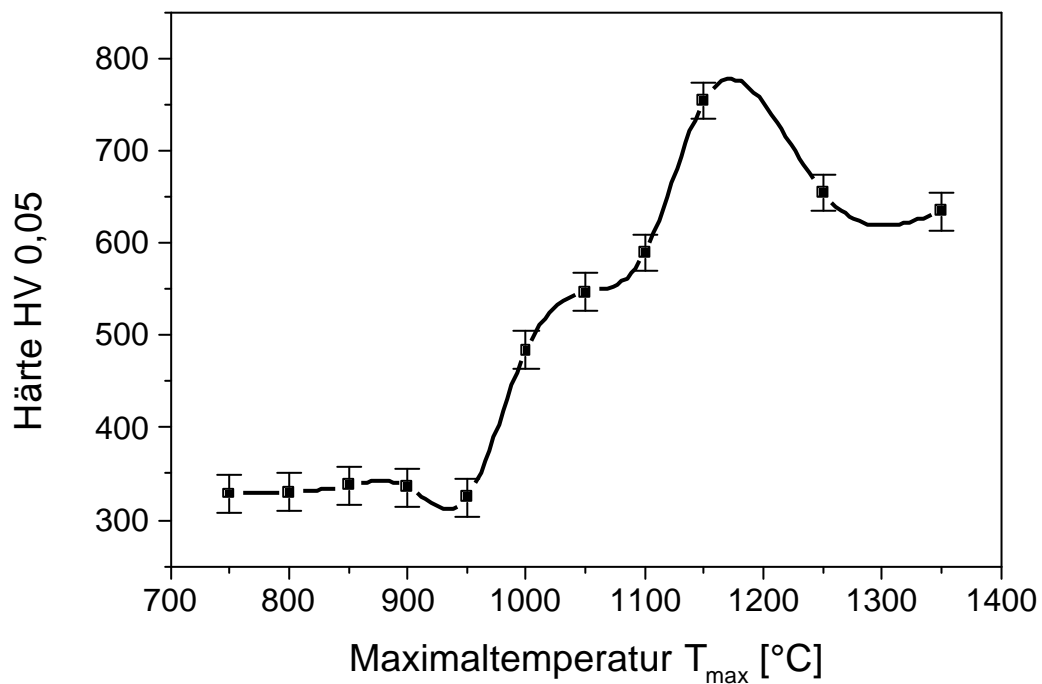


Abb. 4.15: Härte des X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

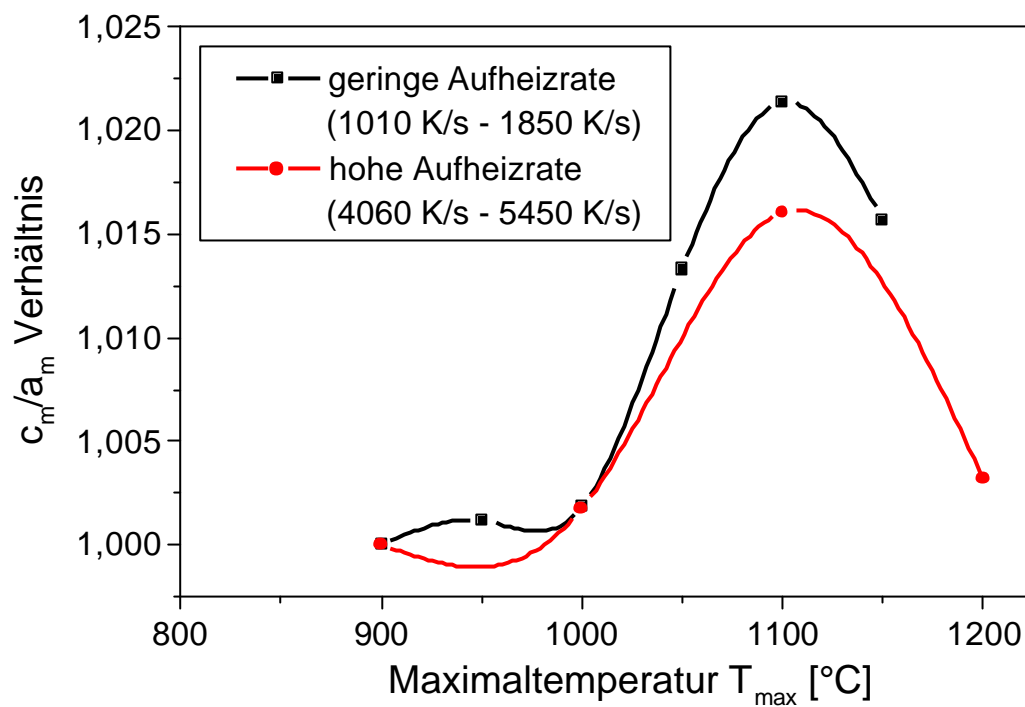


Abb. 4.16: c_m/a_m -Verhältnisse im X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

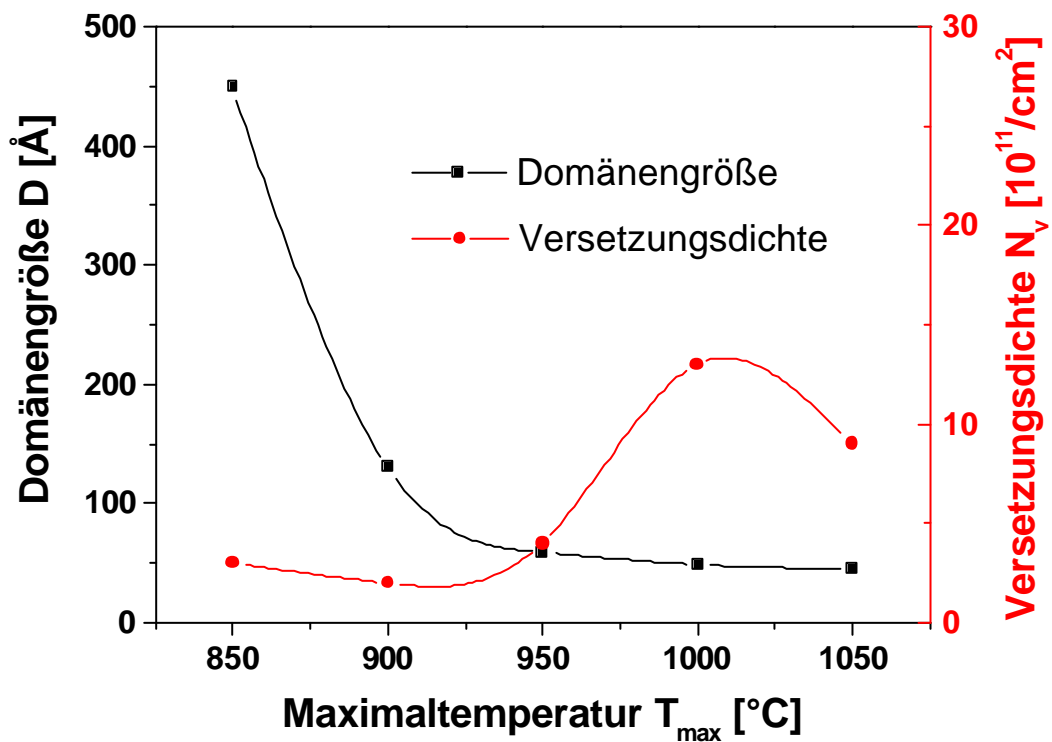


Abb. 4.17: Domänengröße und Versetzungsdichte im X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

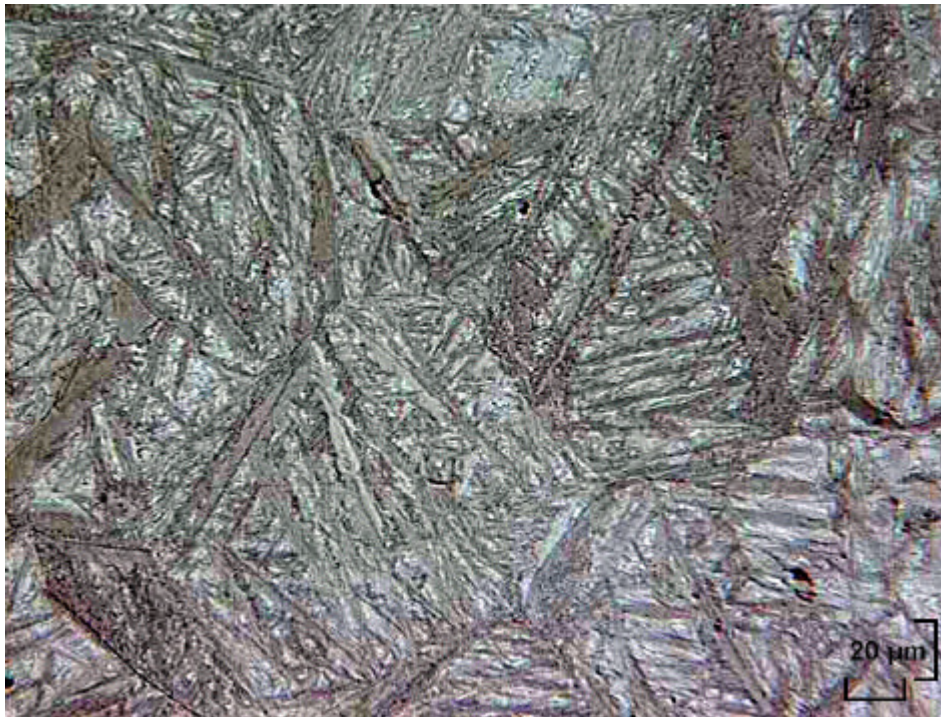


Abb. 4.18: Lichtmikroskopische Aufnahme, X30CrMoN15 1, Ausgangszustand, (1200°C/30min/Öl/-196°C + 3 x 620°C/2h/Luft), /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

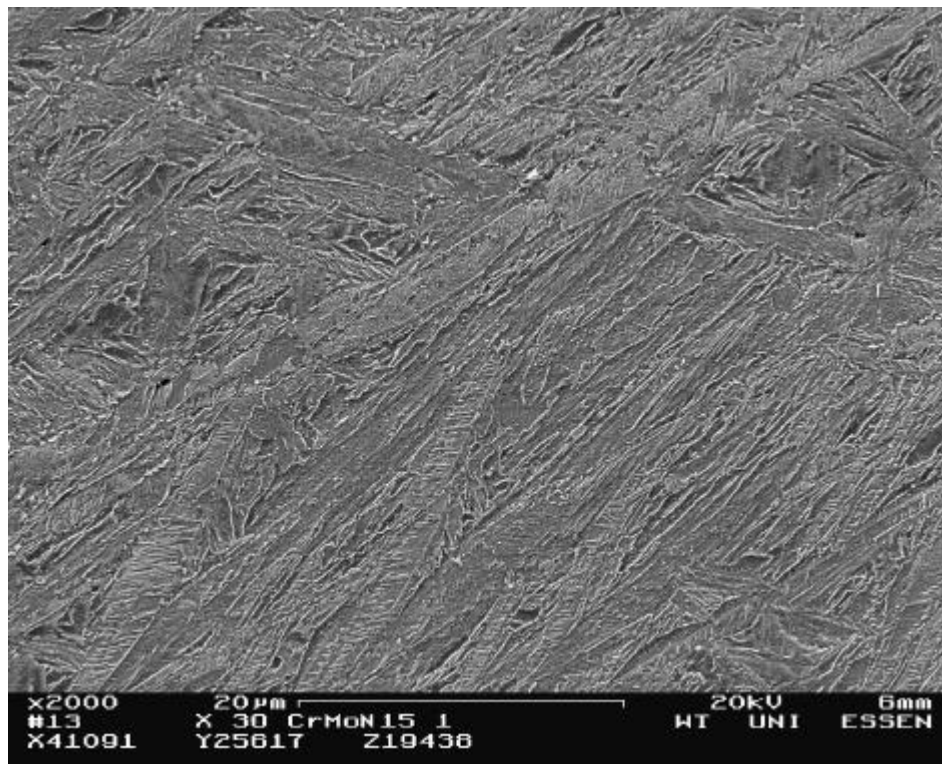


Abb. 4.19: REM Aufnahme, X30CrMoN15 1, Ausgangszustand, (1200°C/30min /Öl/-196°C + 3 x 620°C/2h/Luft), /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

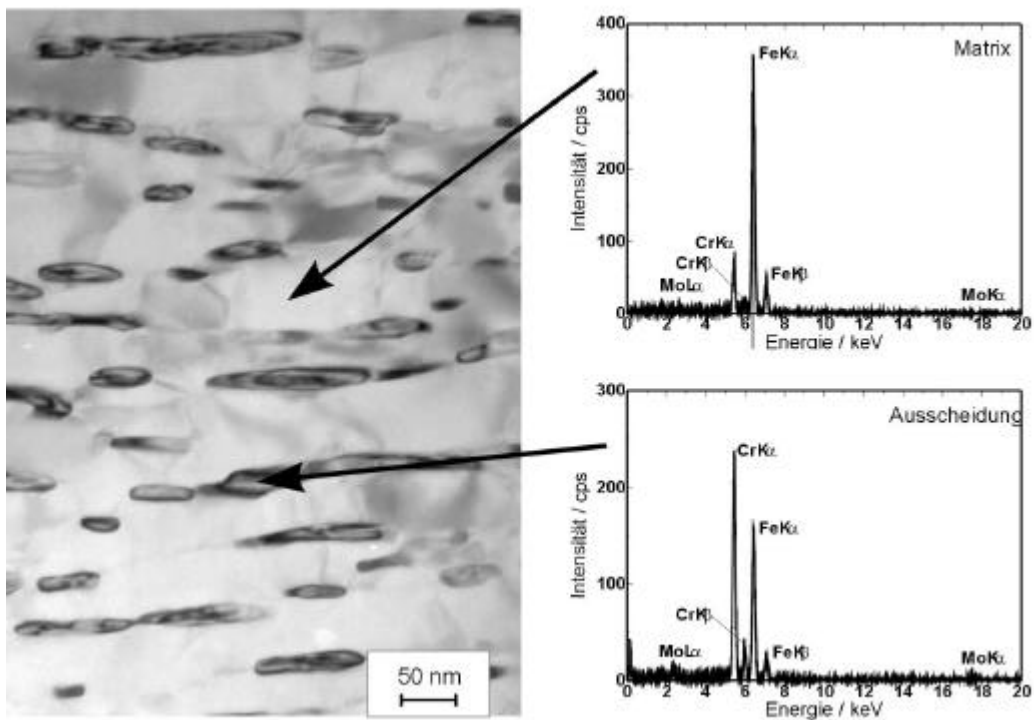


Abb. 4.20: TEM Aufnahme mit EDX Analyse, X30CrMoN15 1, Ausgangszustand, (1200°C / 30min / Öl + 3 x 620°C / 2h / Luft)

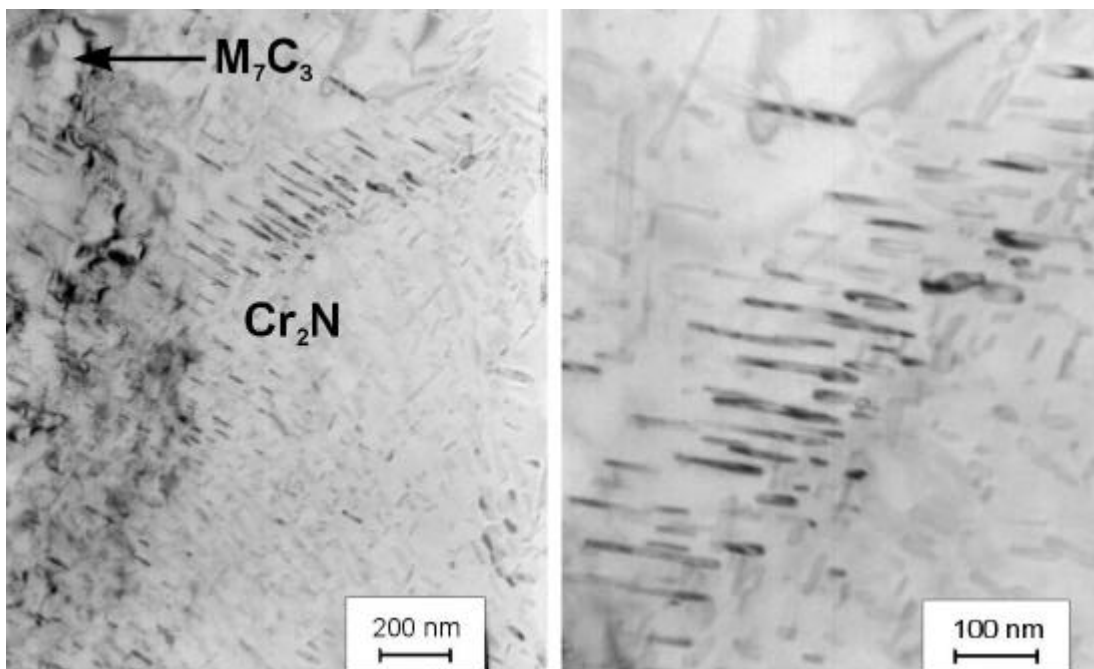


Abb. 4.21: TEM Aufnahmen, X30CrMoN15 1, Ausgangszustand, (1200°C / 30min / Öl + 3 x 620°C / 2h / Luft)

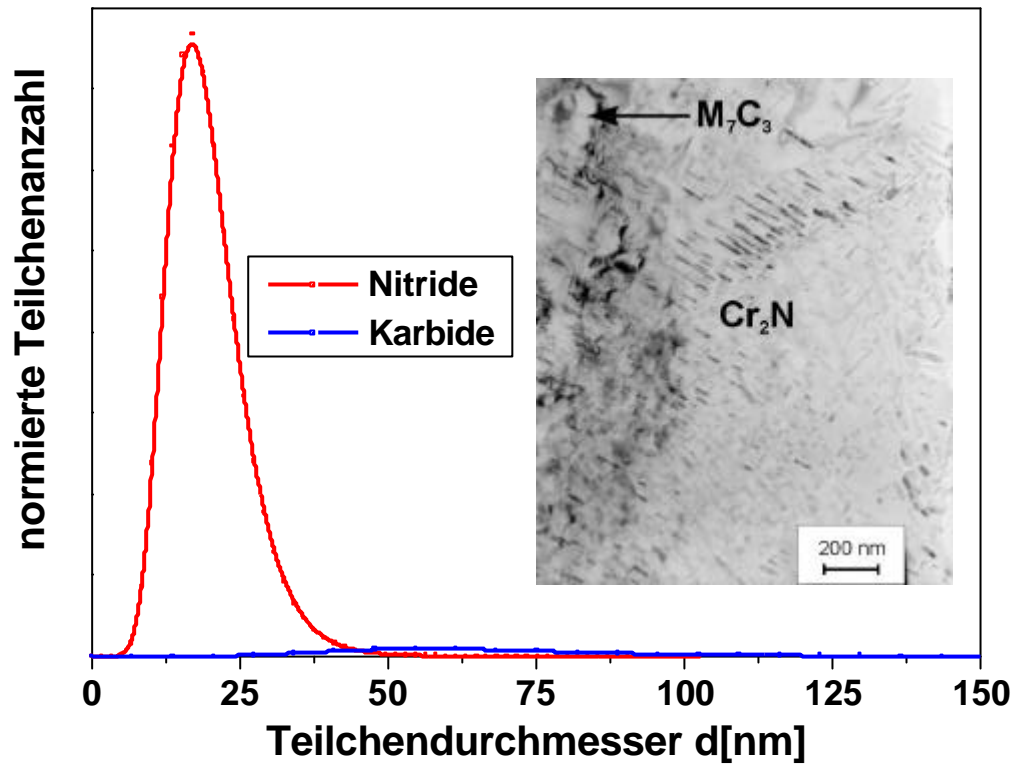


Abb. 4.22: Größenverteilung der Ausscheidungen im X30CrMoN15 1, Ausgangszustand

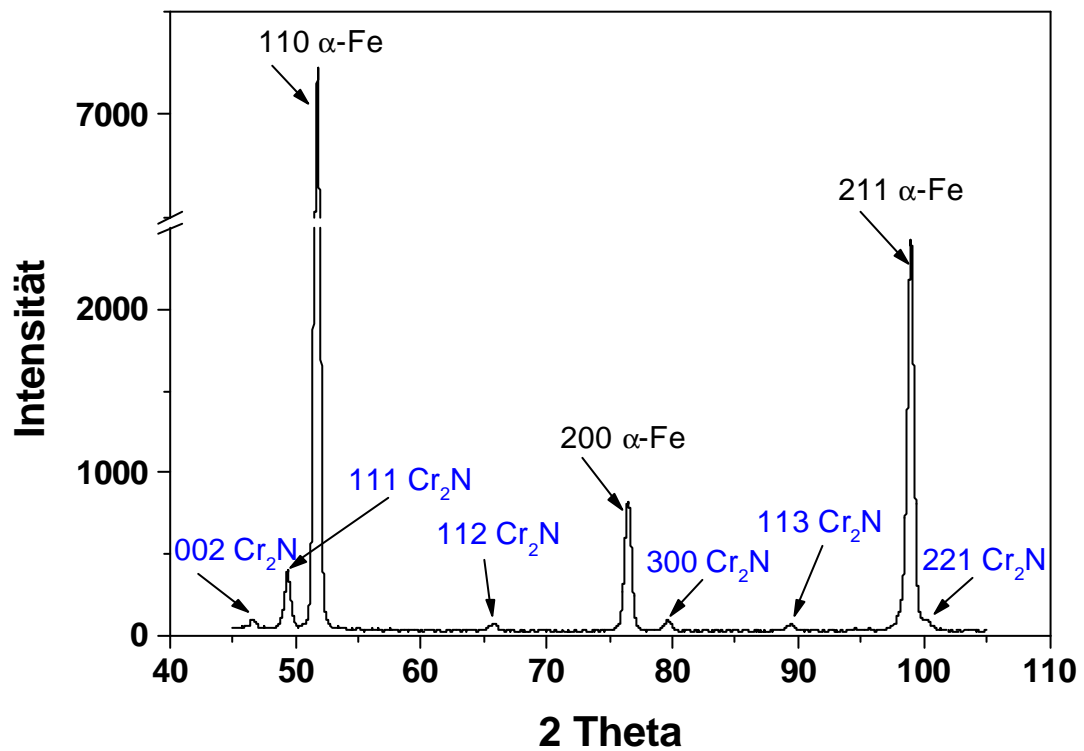


Abb. 4.23: Übersichtsscan des Ausgangszustandes des X30CrMoN15 1 (1200°C/30min/Öl + 3 x 620°C/2h/Luft) nach einer zusätzlichen Weichglühbehandlung (800°C/2h/Ofen)

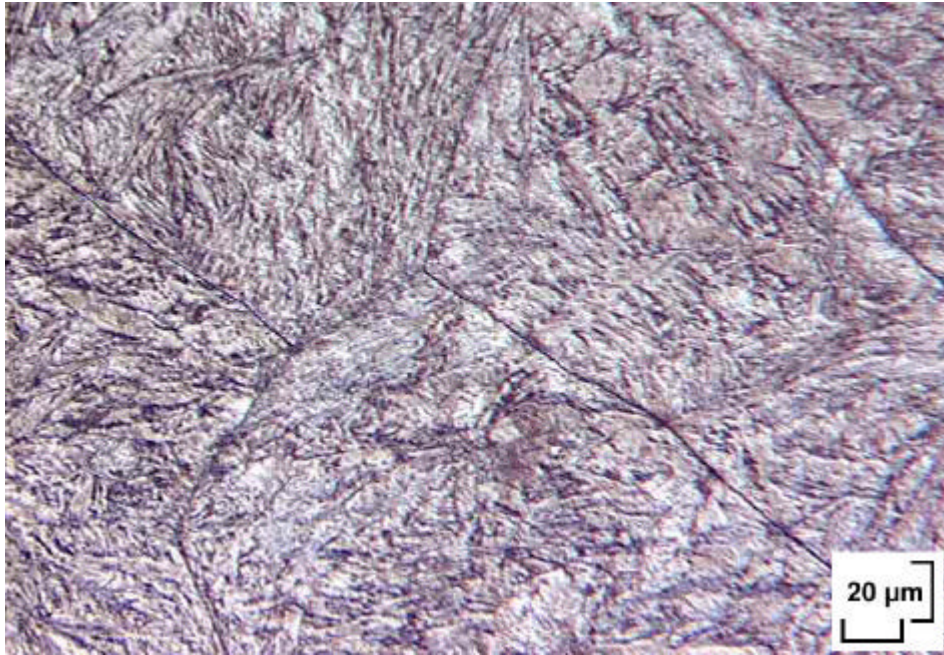


Abb. 4.24: X30CrMoN15 1 nach einem Gleebleversuch mit $T_{\max}=1000^{\circ}\text{C}$ und $\dot{T}=1400 \text{ K/s}$ Lichtmikroskopischen Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

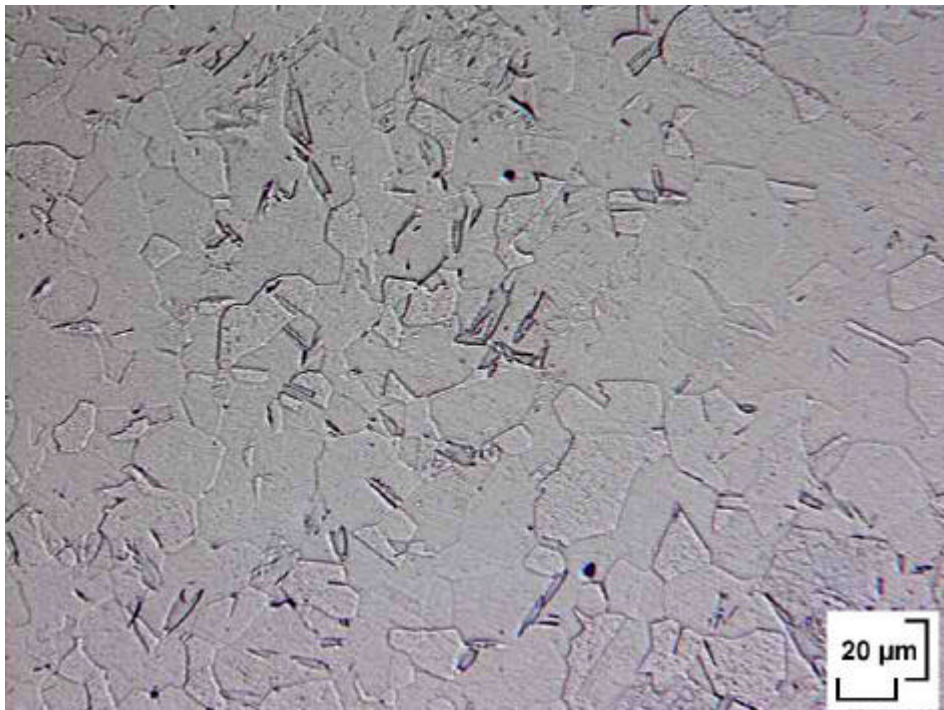


Abb. 4.25: X30CrMoN15 1 nach einem Gleebleversuch mit $T_{\max}=1150^{\circ}\text{C}$, Lichtmikroskopischen Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

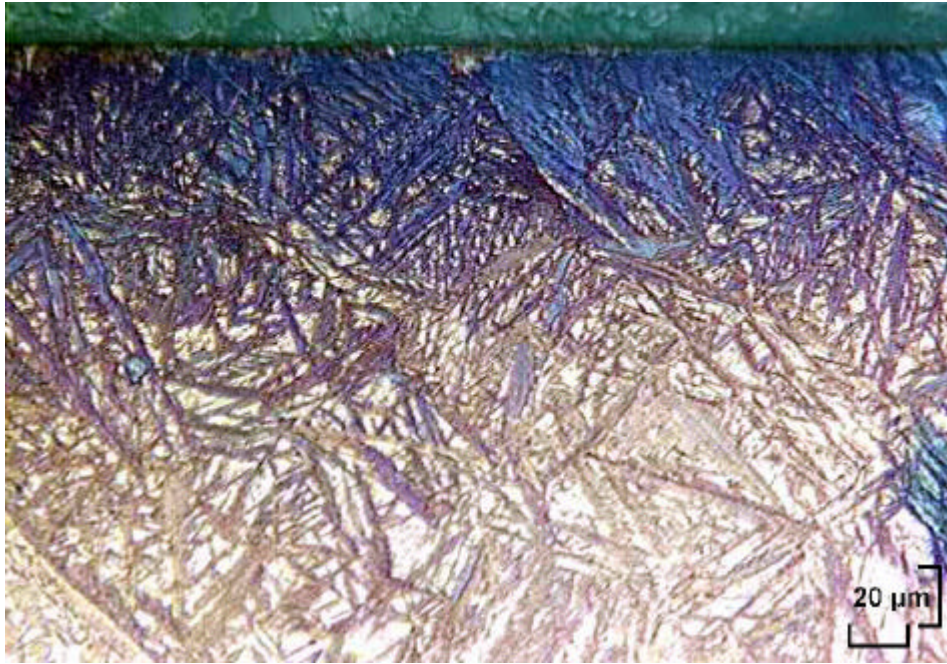


Abb. 4.26: X30CrMoN15 1 nach Laser-Oberflächenbehandlung mit $T_{\max} = 750^{\circ}\text{C}$, $\dot{T} = 1009 \text{ K/s}$, lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

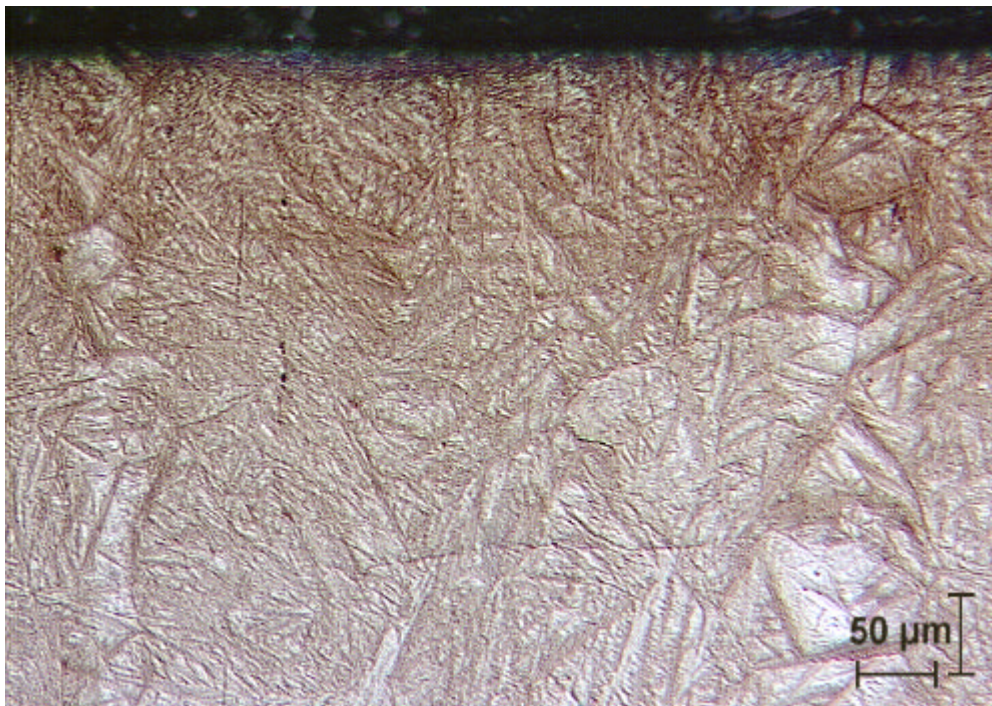


Abb. 4.27: X30CrMoN15 1 nach Laser-Oberflächenbehandlung mit $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{T} = 1357 \text{ K/s}$, lichtmikroskopische Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

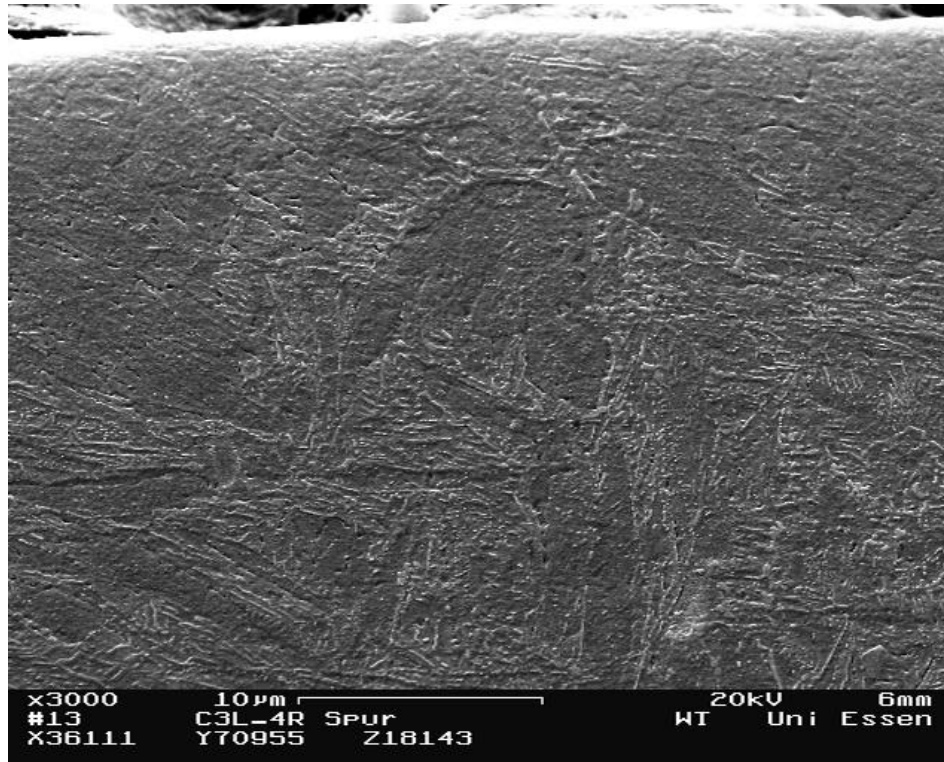


Abb. 4.28: X30CrMoN15 1 nach Laser-Oberflächenbehandlung mit $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{T} = 1357 \text{ K/s}$, REM Aufnahme, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

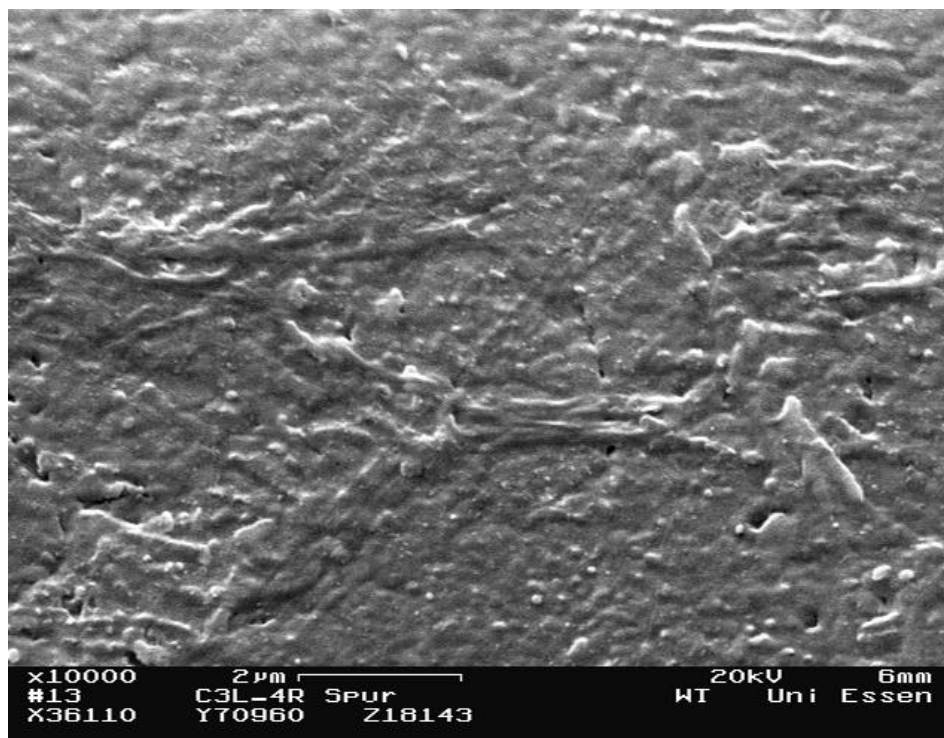


Abb. 4.29: Ausschnitt aus Abb. 4.28, ca. $12 \mu\text{m}$ unter der Oberfläche, /M. Heitkemper; Universität GH Essen/

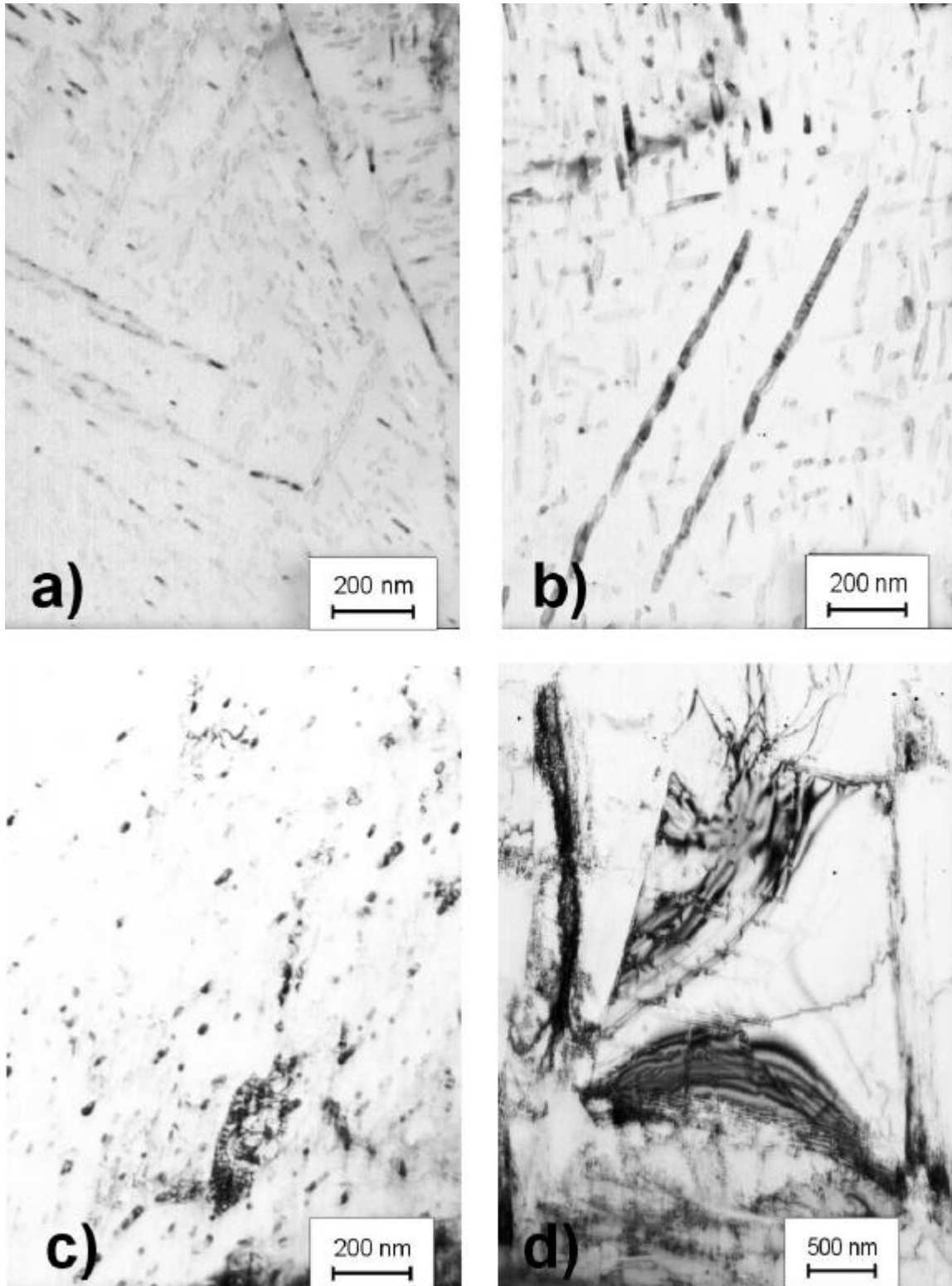


Abb. 4.30: Ausscheidungen im X30CrMoN15 1 nach verschiedenen Wärmebehandlungstemperaturen

a) 700°C

b) 900°C

c) 1020°C

d) 1150°C

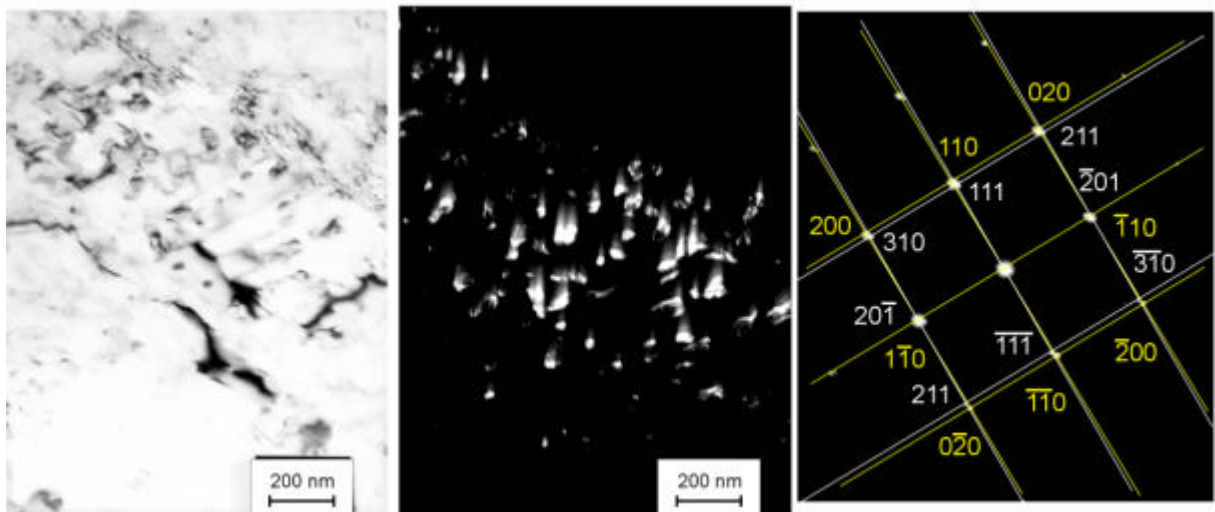


Abb. 4.31: Cr_2N (weiß) in Ferrit (gelb) im X30CrMoN15 1 nach Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\text{max}} = 870^\circ\text{C}$, Aufheizrate 1140 K/s, Hellfeld-, Dunkelfeldaufnahme und zugehöriges Beugungsbild

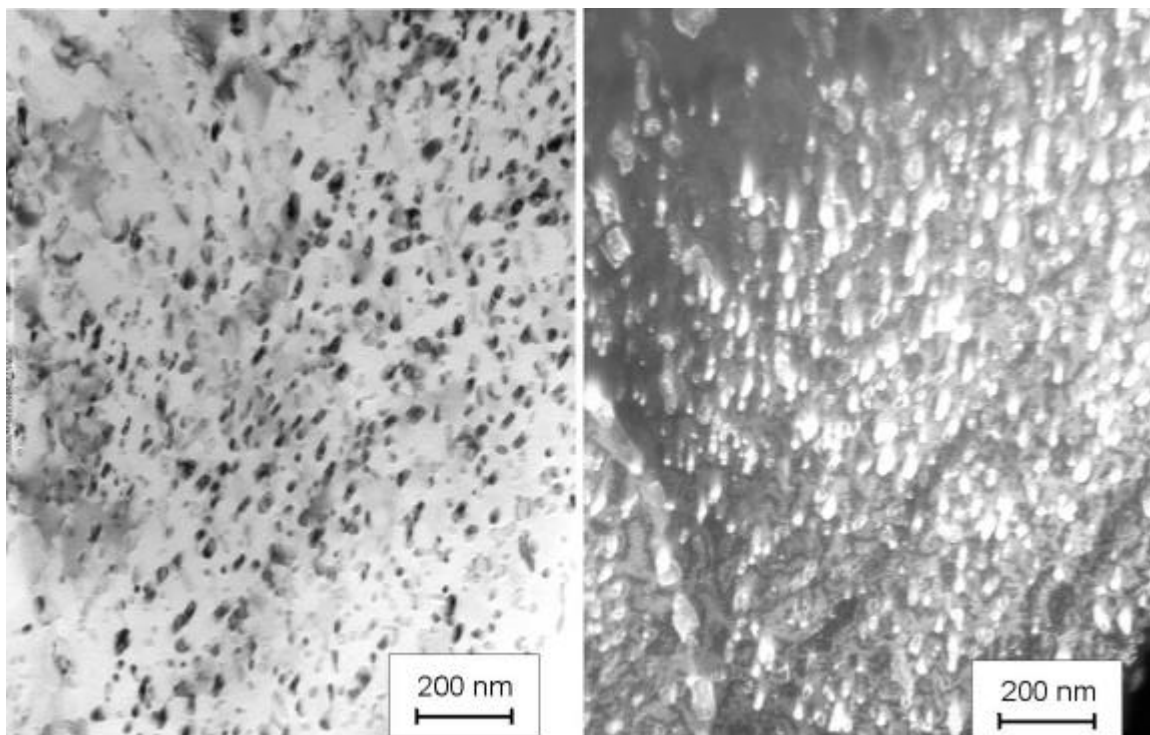


Abb. 4.32: Gleichorientierte Cr_2N Ausscheidungen im X30CrMoN15 1 nach Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\text{max}} = 870^\circ\text{C}$, Aufheizrate 1140 K/s, Hellfeld- und Dunkelfeldaufnahme

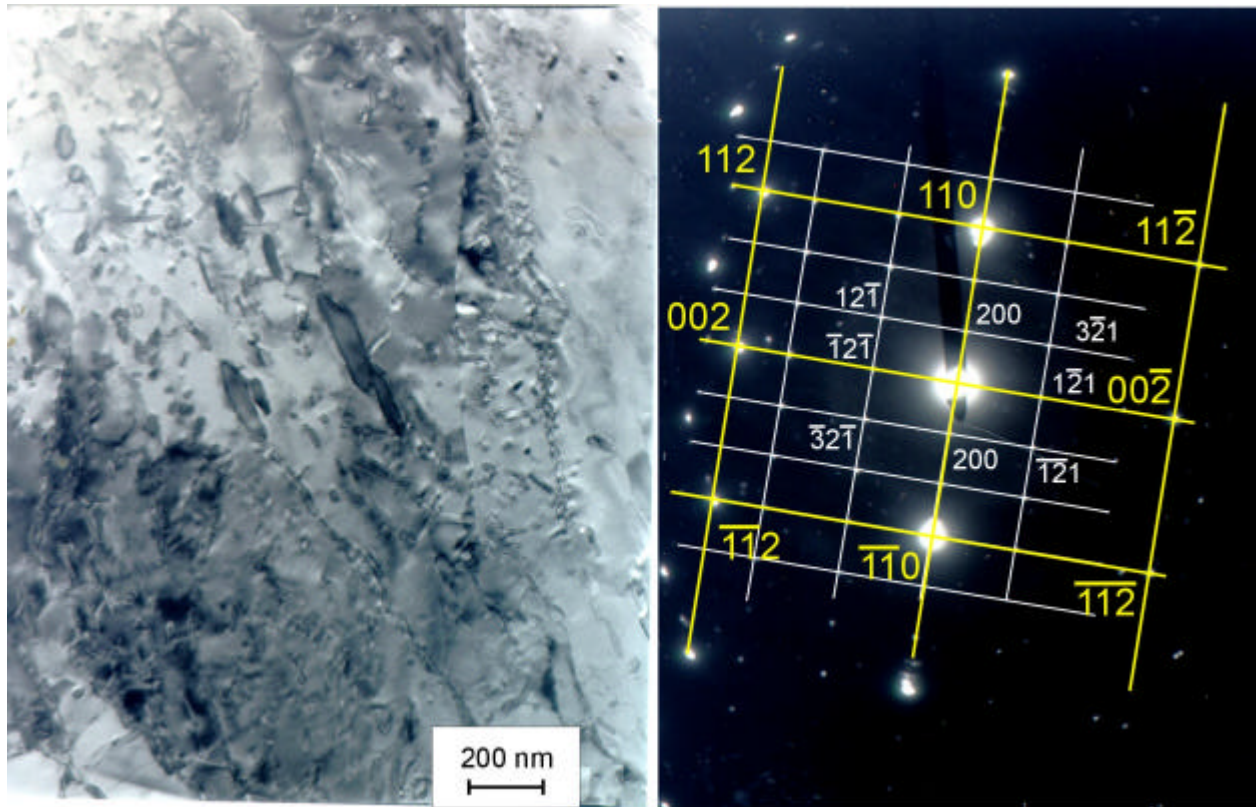


Abb. 4.33: M_7C_3 (weiß) Ausscheidung in Ferrit (gelb), im X30CrMoN15 1 nach Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$, Aufheizrate 1400 K/s

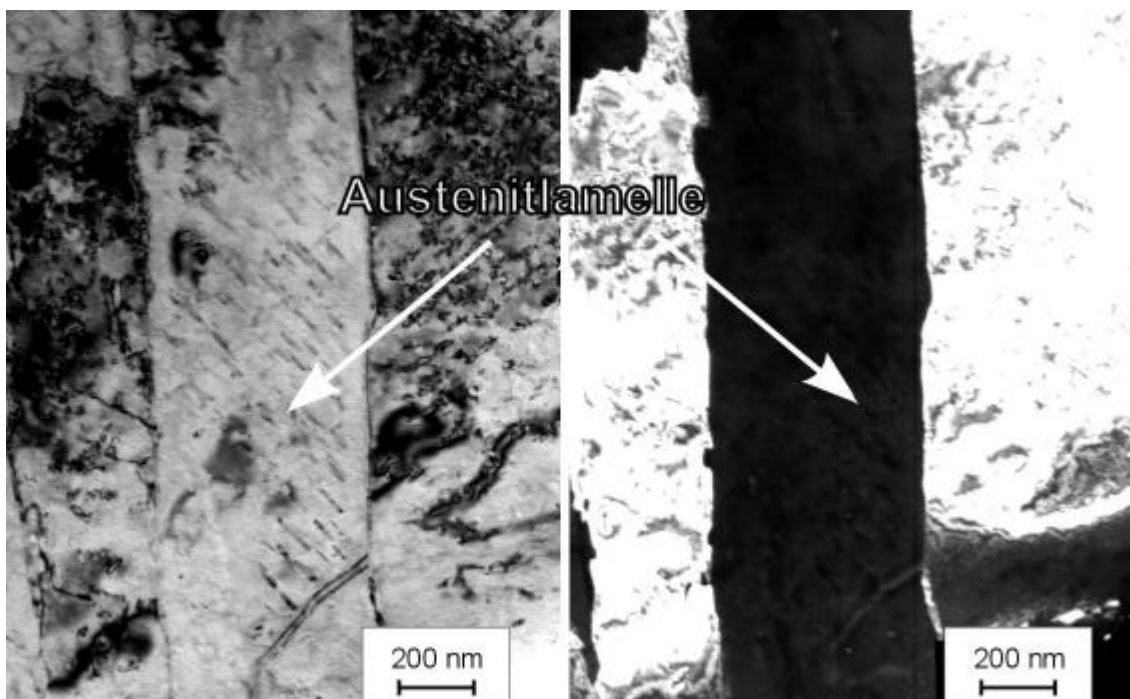


Abb. 4.34: Ausscheidungen in Austenitlamelle im Gefüge des X30CrMoN15 1 nach Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$, Aufheizrate 1350 K/s, Hellfeld- und Dunkelfeldaufnahme mit ausgeblendetem Austenit

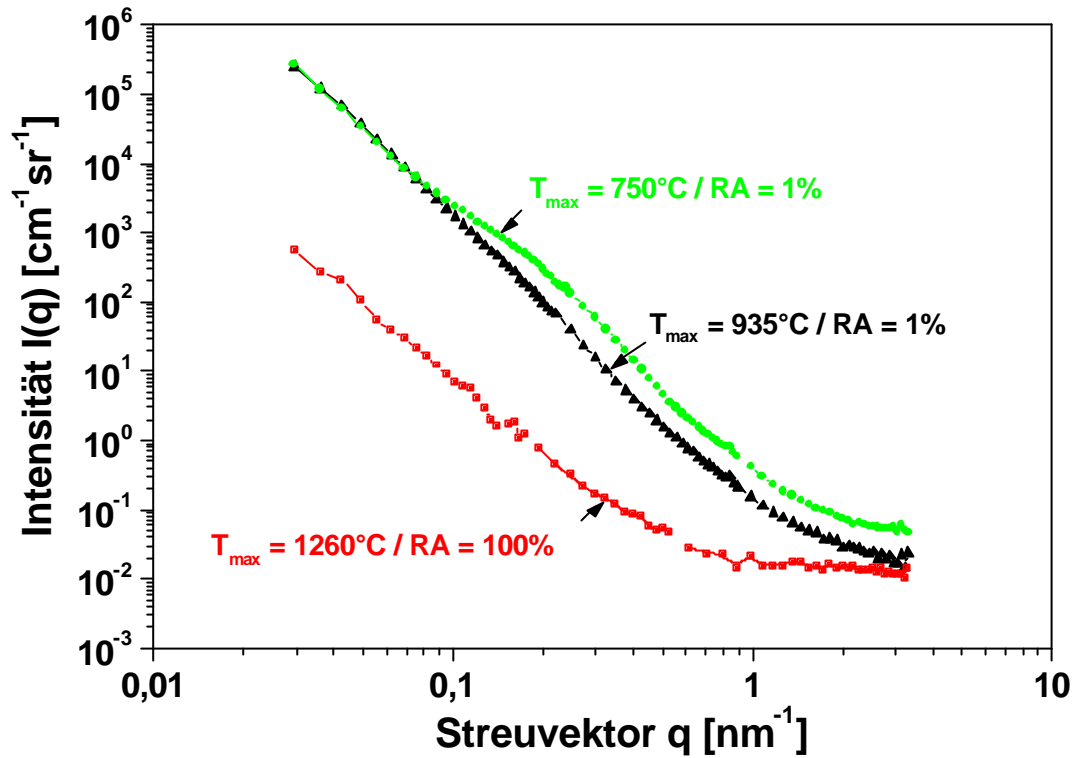


Abb. 4.35: Streuintensitäten in Abhängigkeit von der maximalen Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur, X30CrMoN15 1

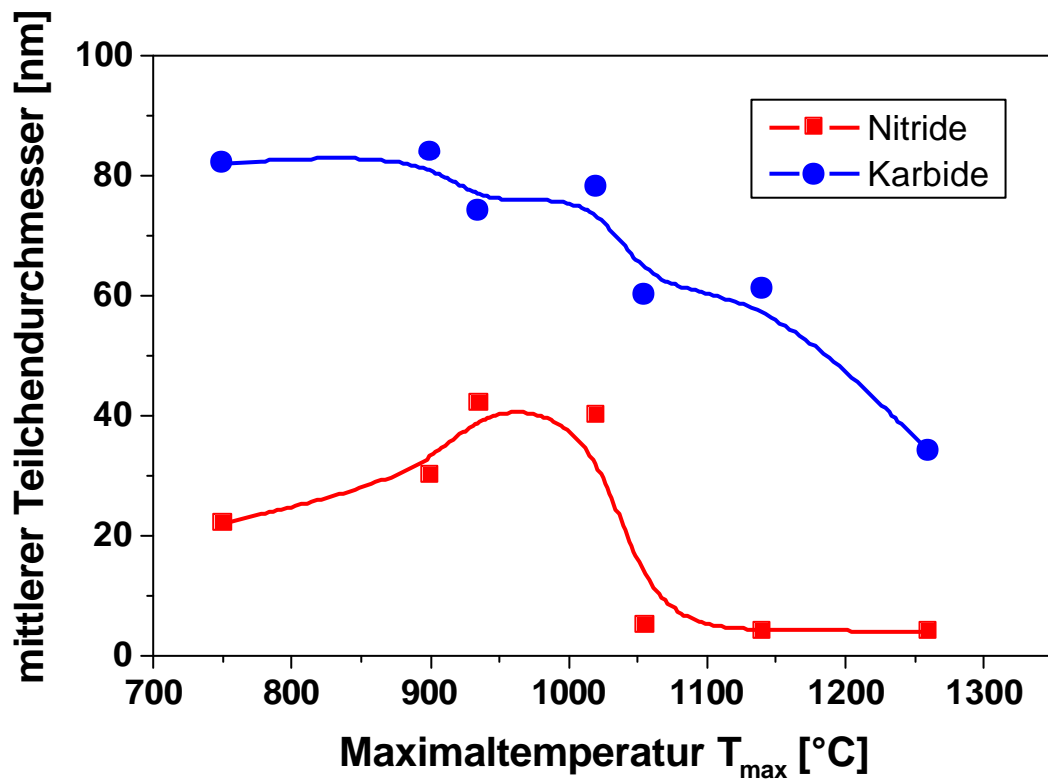


Abb. 4.36: Mittlere Ausscheidungsgröße im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung

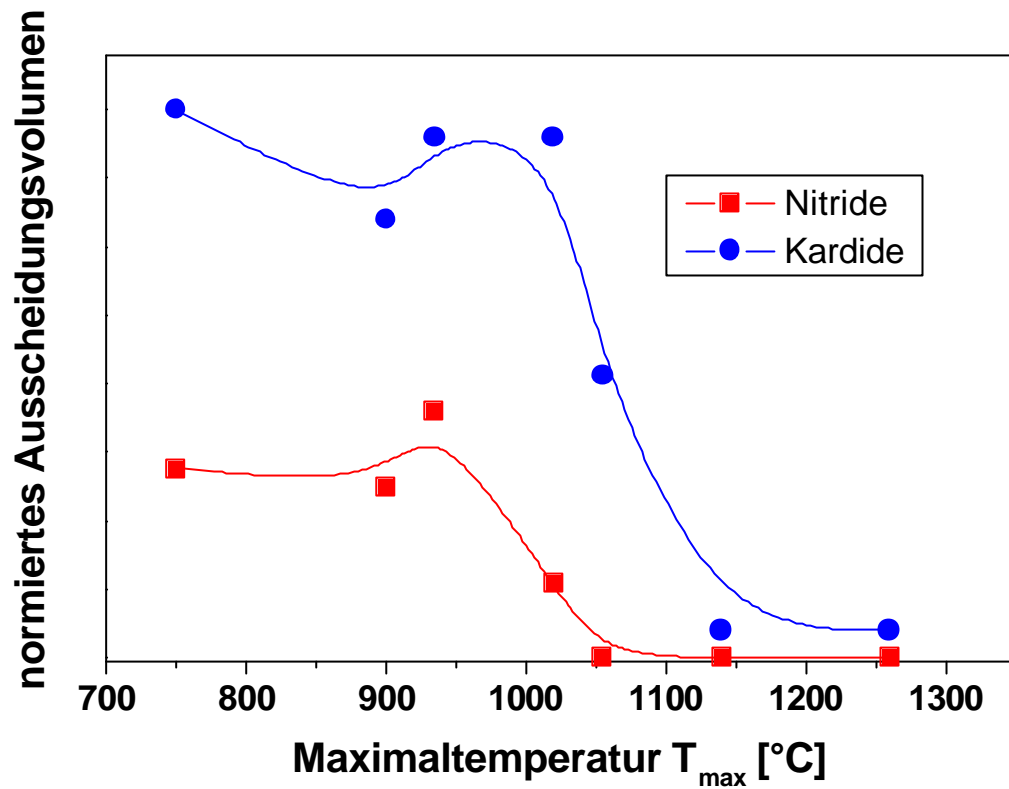


Abb. 4.37: Normiertes Ausscheidungsvolumen im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

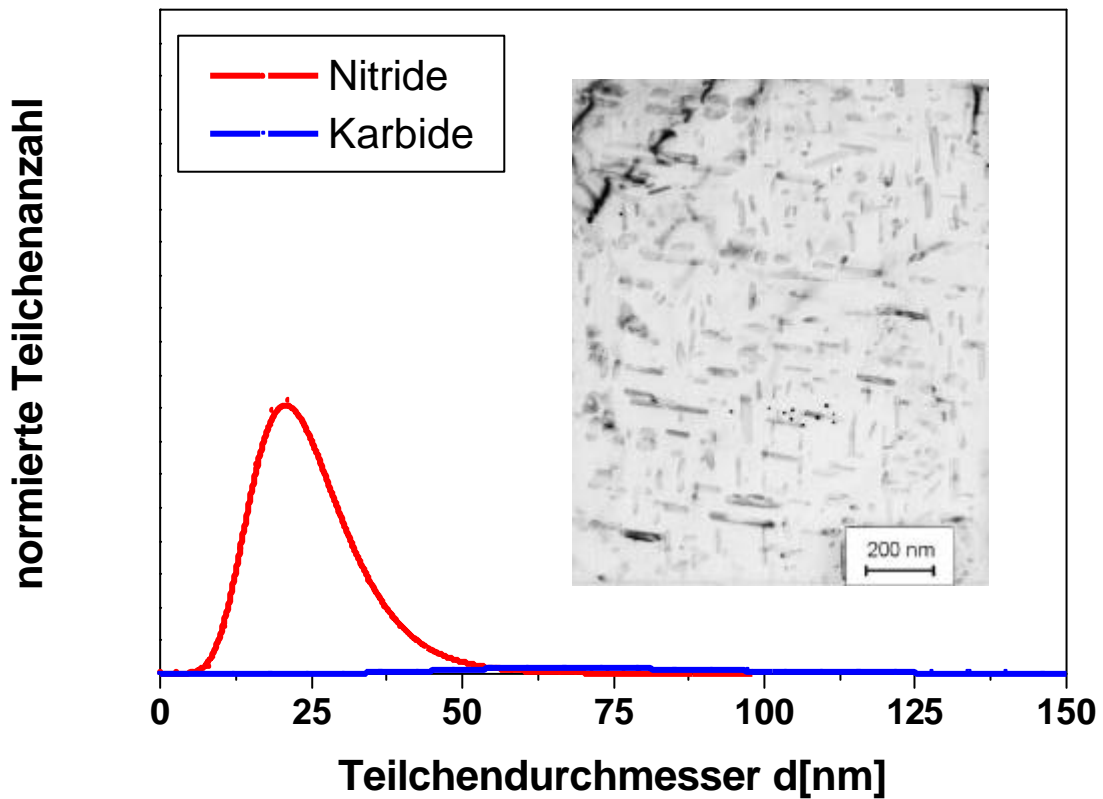


Abb. 4.38: Größenverteilung der Ausscheidungen im X30CrMoN15 1, $T_{\max} = 900$ °C

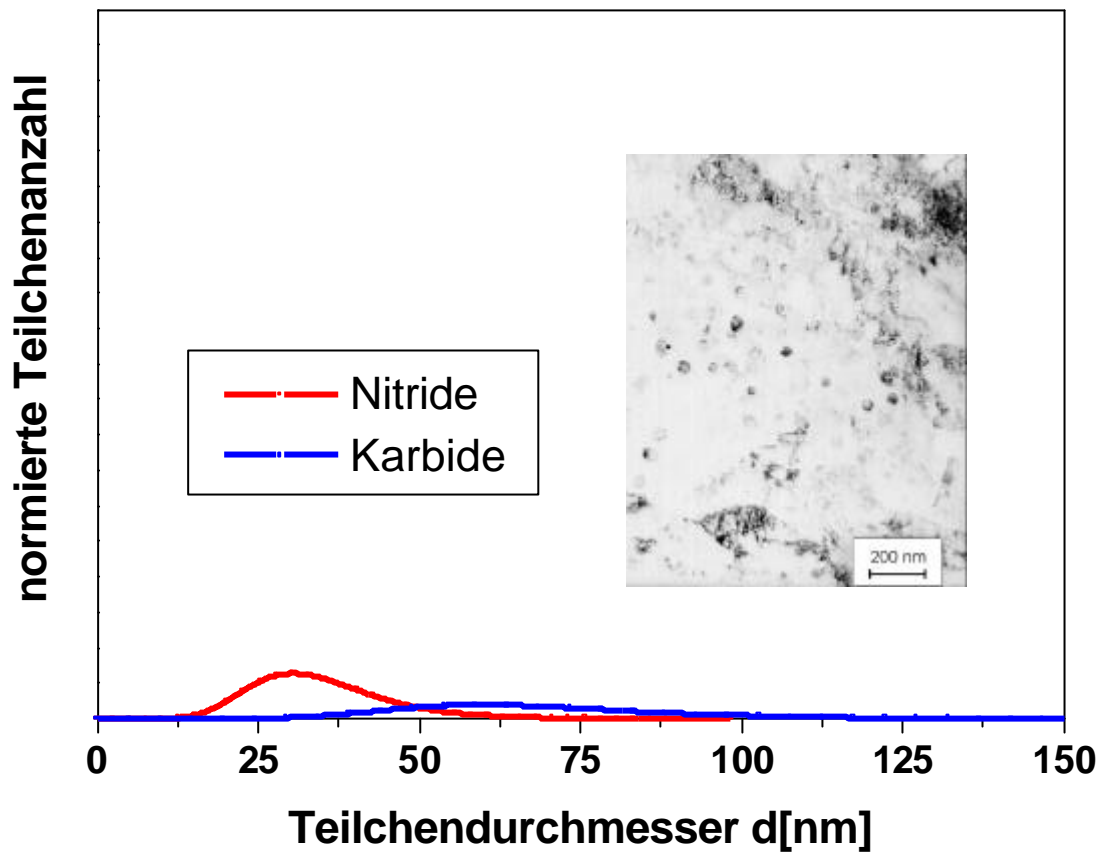


Abb. 4.39: Größenverteilung der Ausscheidungen im X30CrMoN15 1, $T_{\max} = 1020^{\circ}\text{C}$

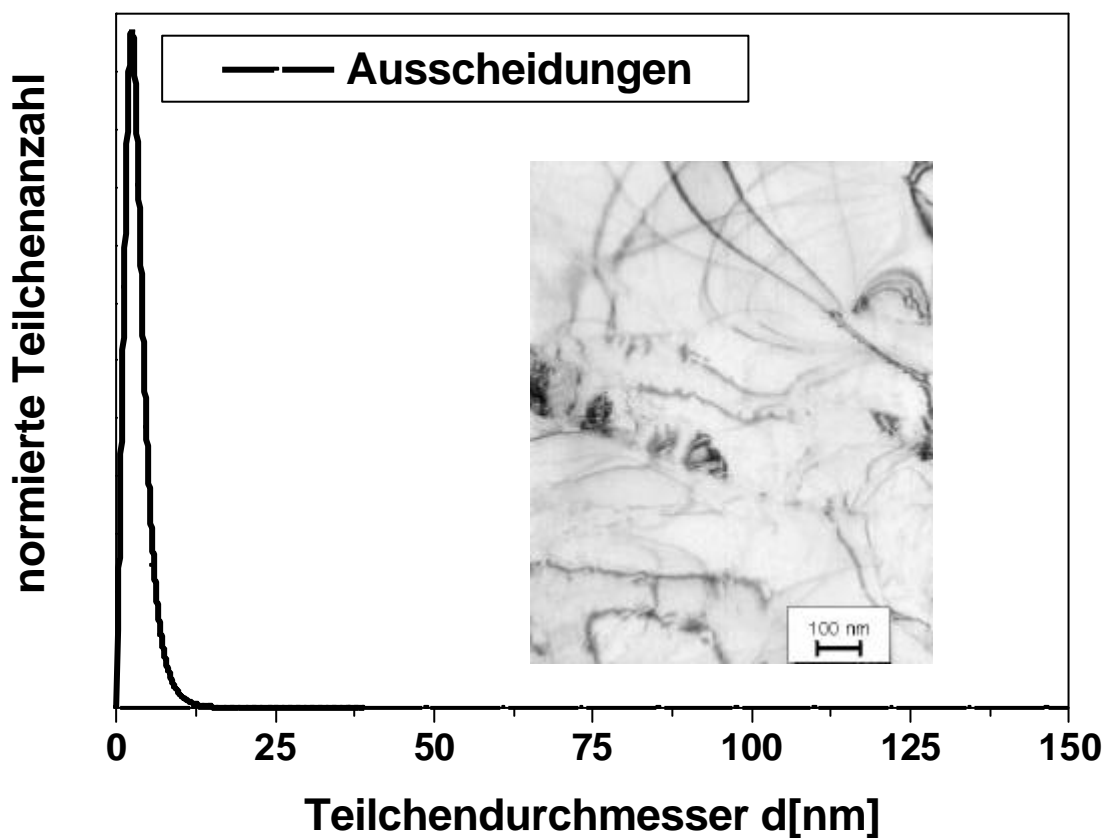


Abb. 4.40: Größenverteilung der Ausscheidungen im X30CrMoN15 1, $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$

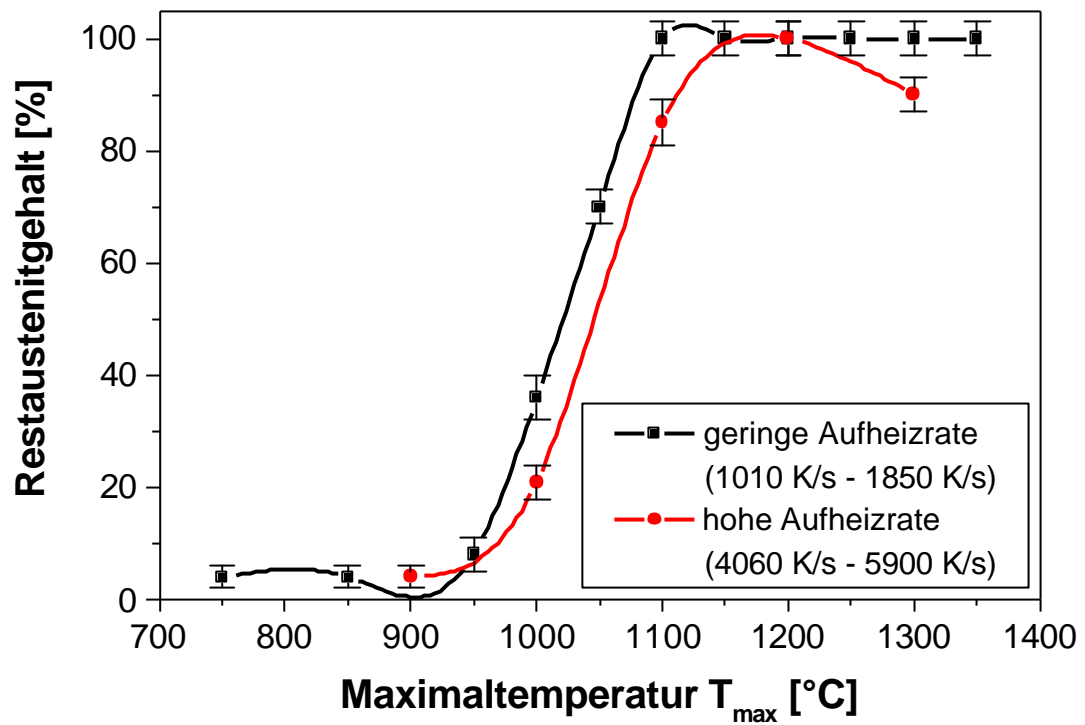


Abb. 4.41: Restaustenitgehalte im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von Maximaltemperatur und Aufheizrate

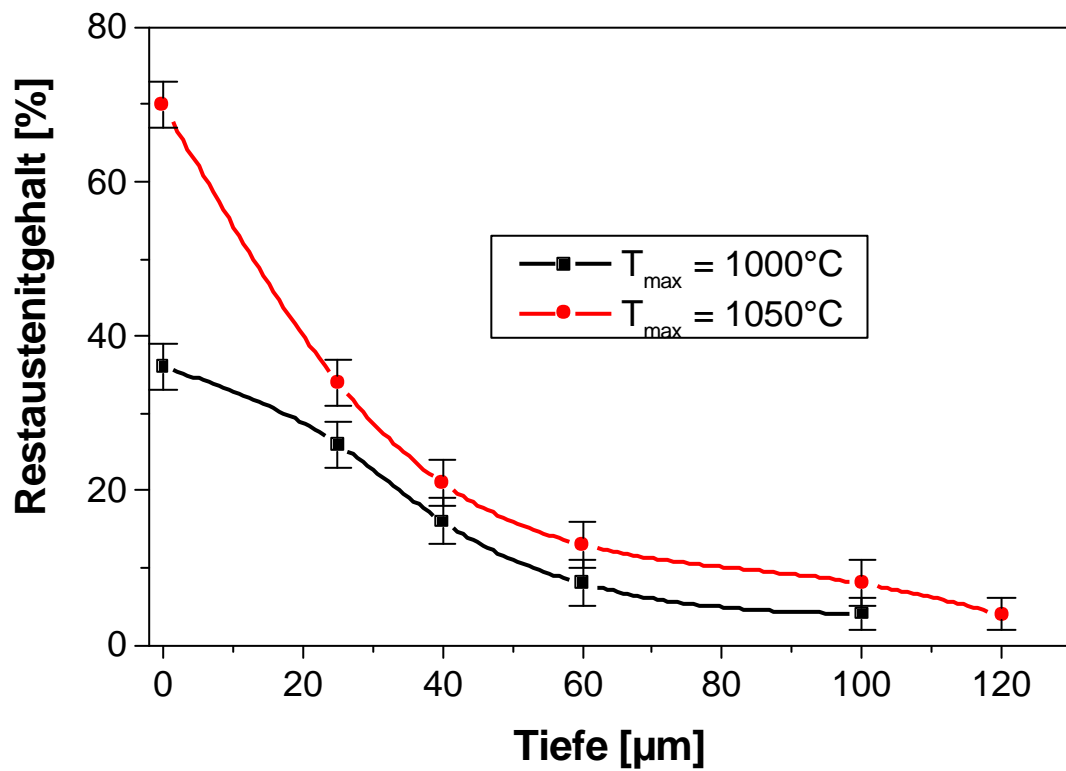


Abb. 4.42: Tiefenverläufe der Restaustenitgehalte im X30CrMoN15 1

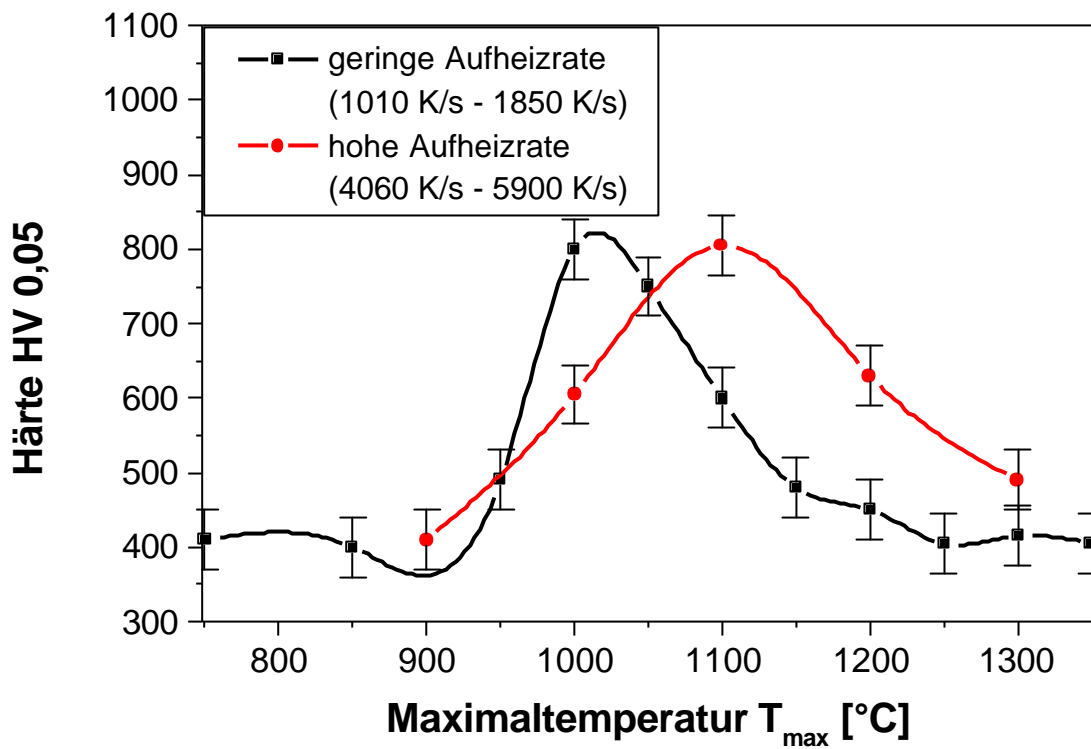


Abb. 4.43: Härte des X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur und Aufheizrate

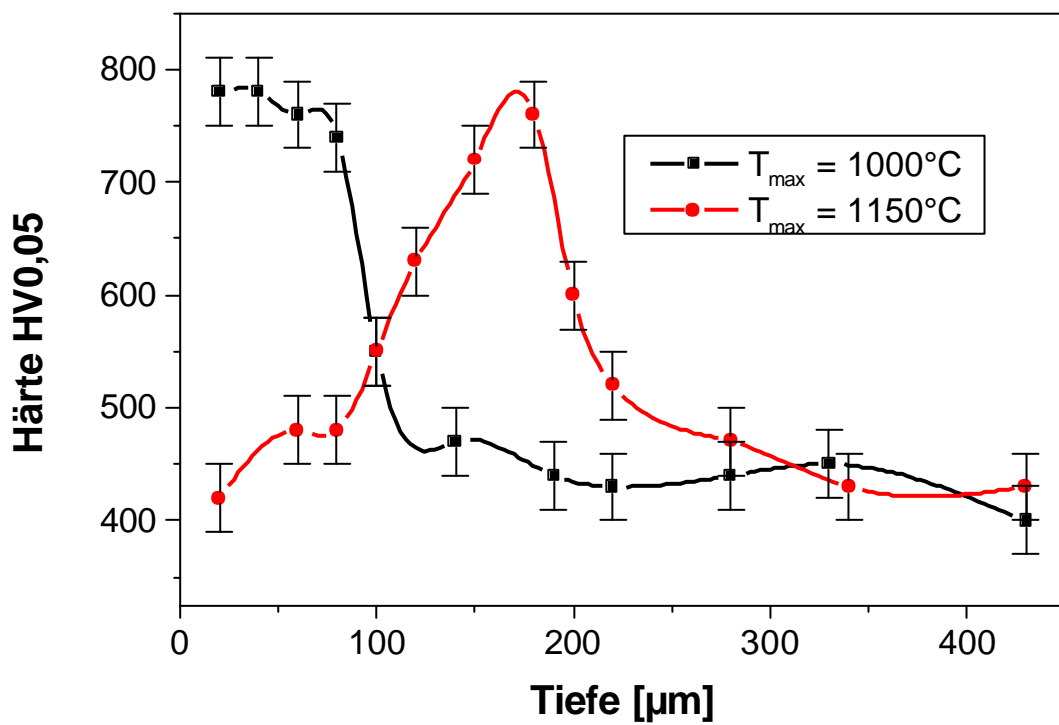


Abb. 4.44: Härte des X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur und Tiefe

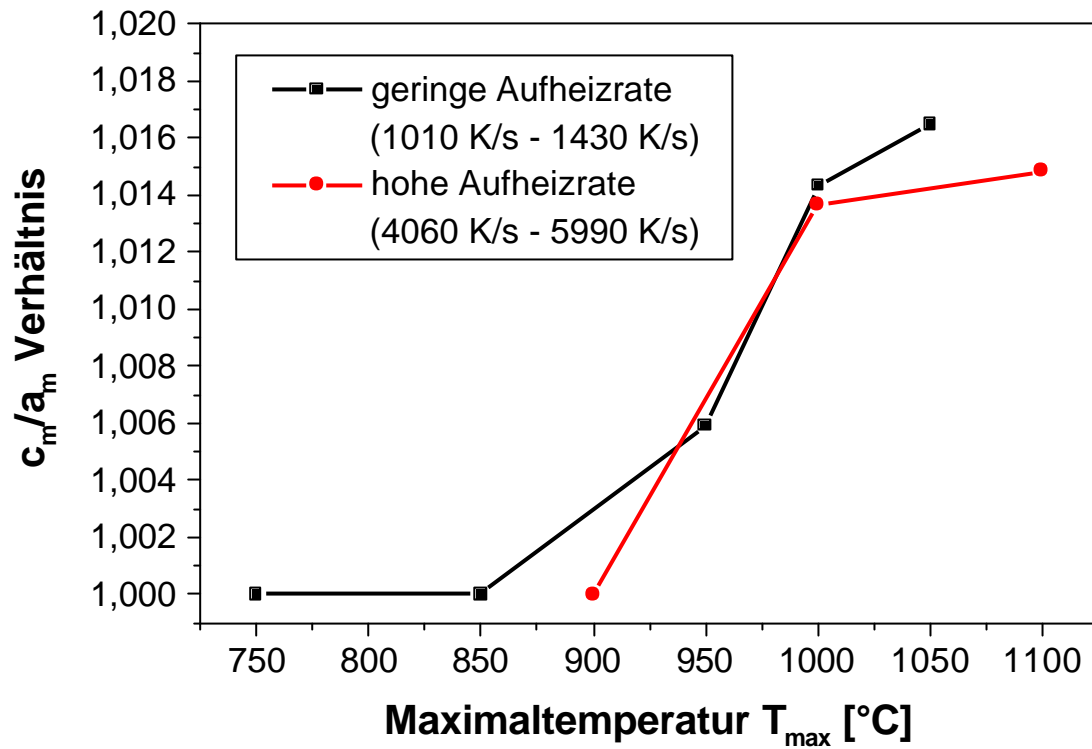


Abb. 4.45: c_m/a_m -Verhältnisse im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

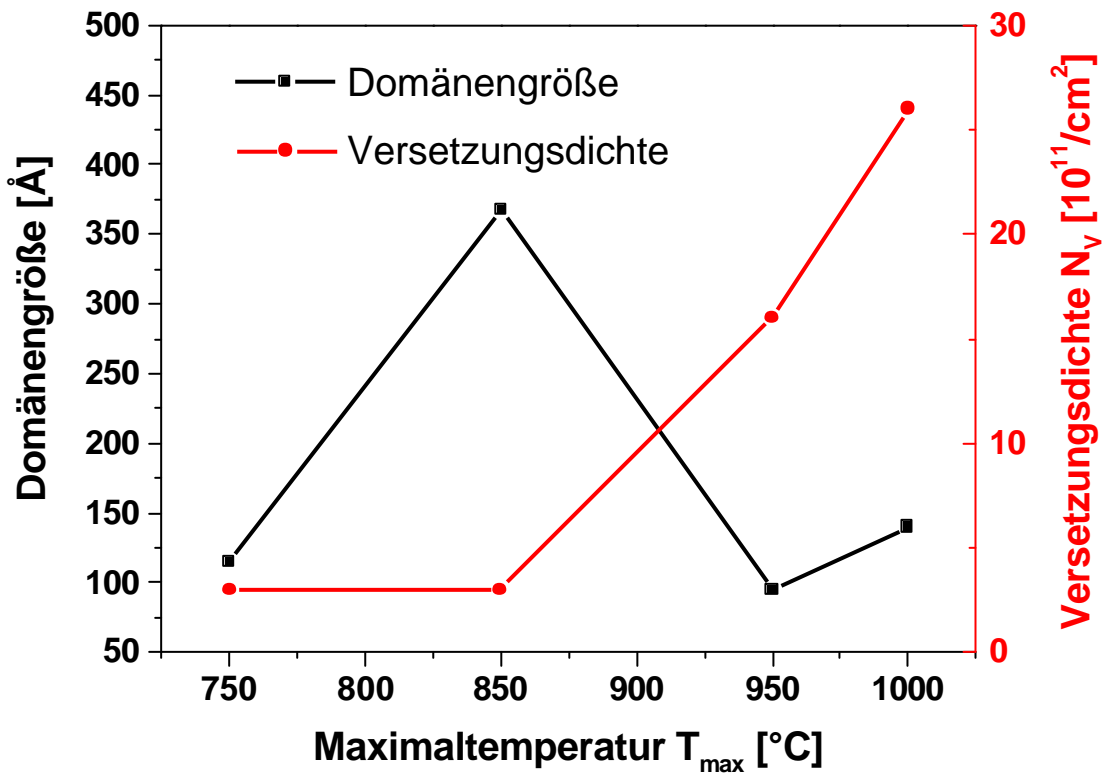


Abb. 4.46: Domänengröße und Versetzungsdichte im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur

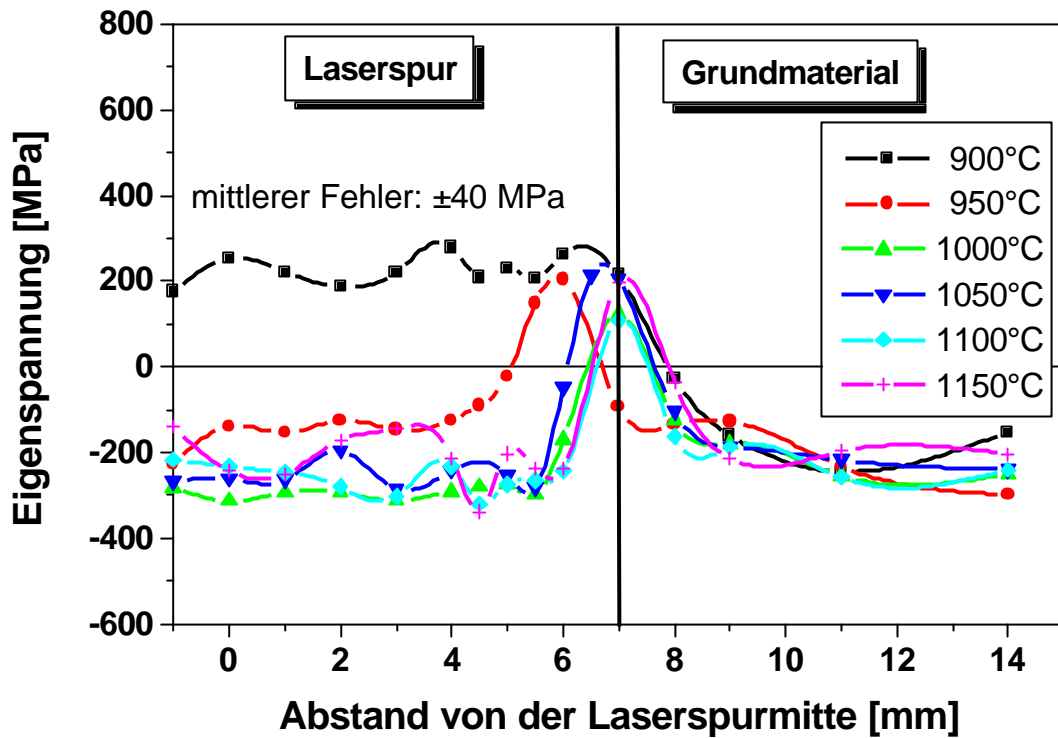


Abb. 4.47: Längseigenspannungen $\sigma^{E_{xx}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 (Aufheizraten 1350 K/s – 1730 K/s)

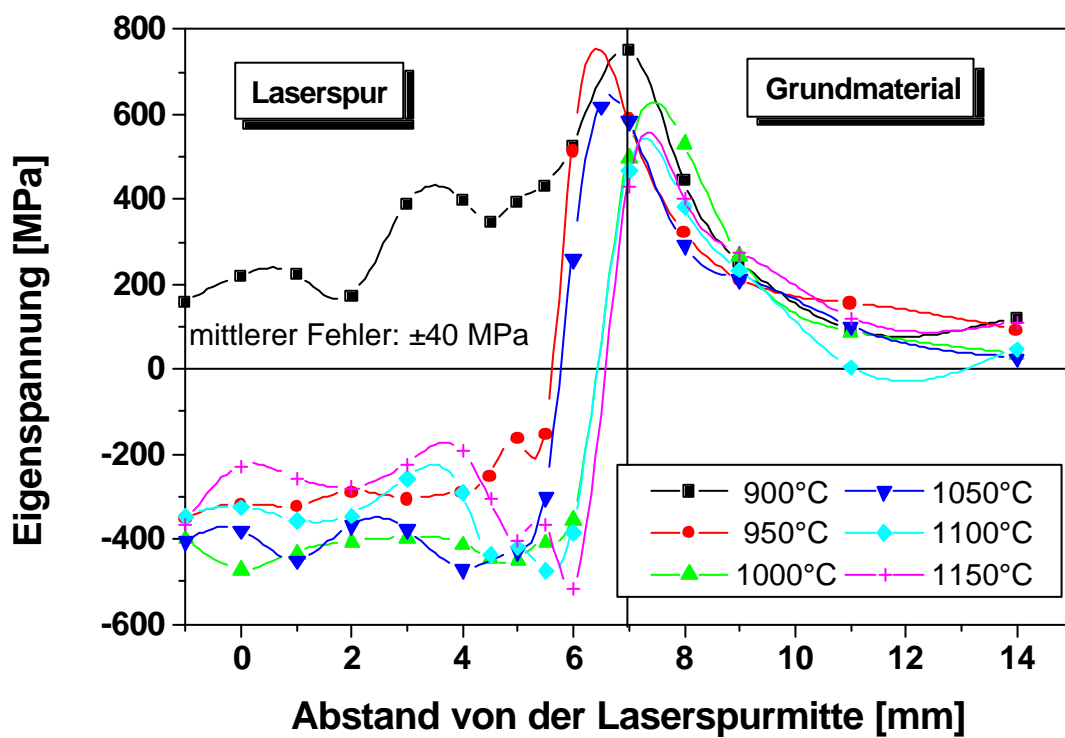


Abb. 4.48: Quereigenspannungen $\sigma^{E_{yy}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 (Aufheizraten 1350 K/s – 1730 K/s)

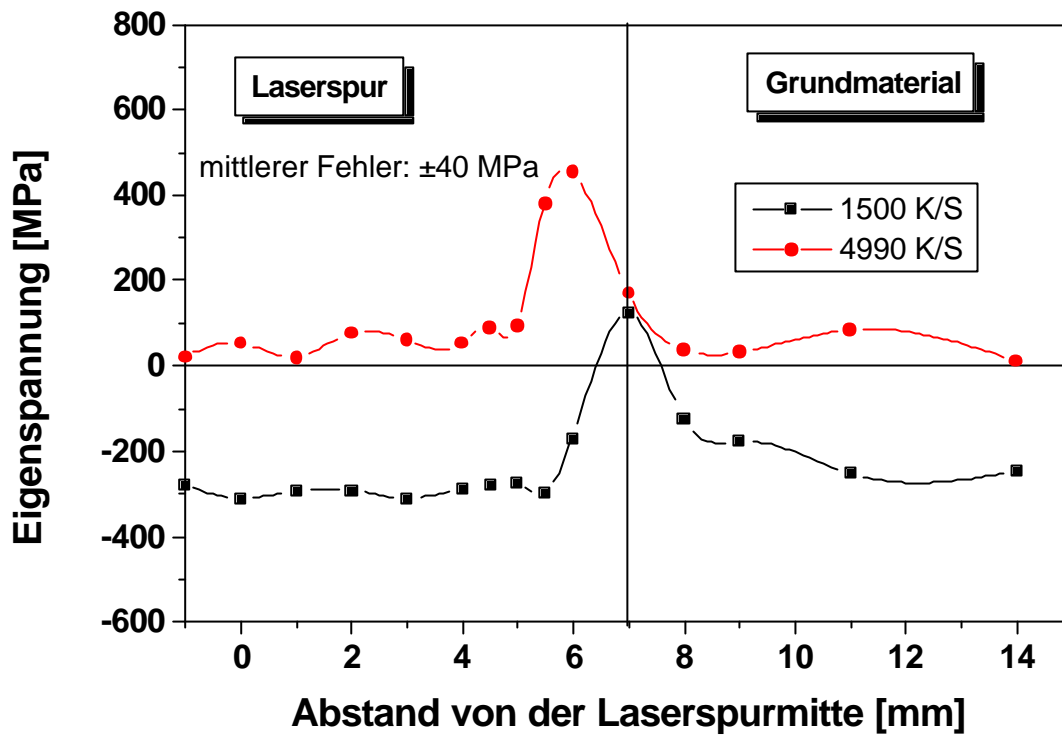


Abb. 4.49: Längseigenspannungen $\sigma^{E_{xx}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1000$ °C)

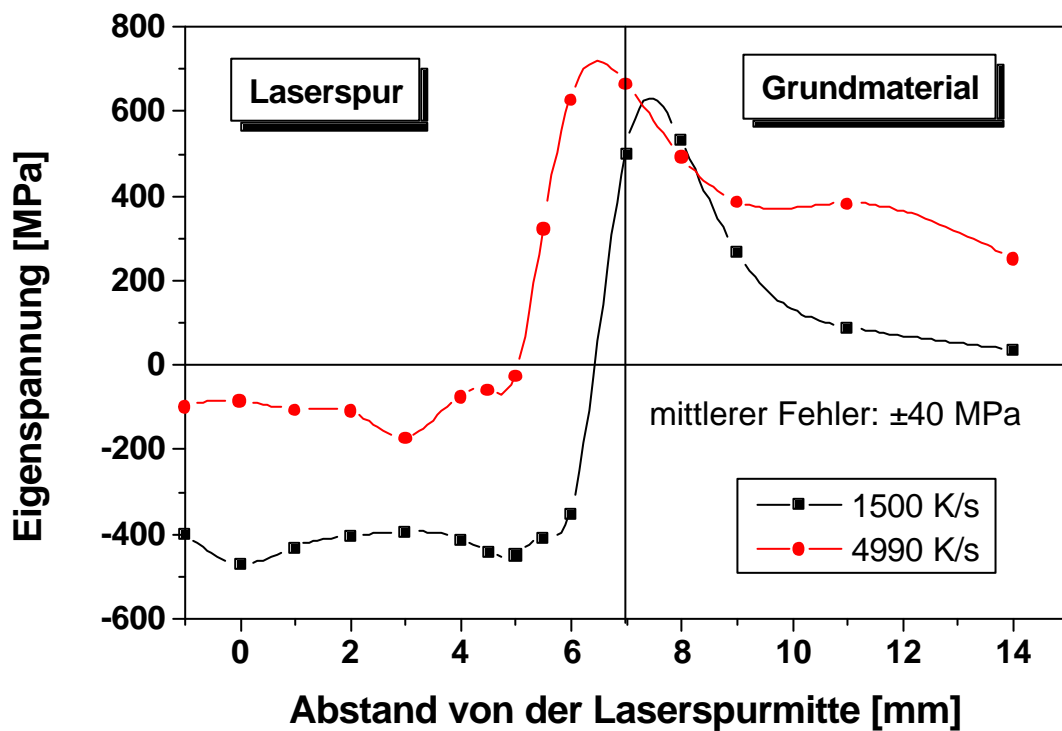


Abb. 4.50: Quereigenspannungen $\sigma^{E_{yy}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1000$ °C)

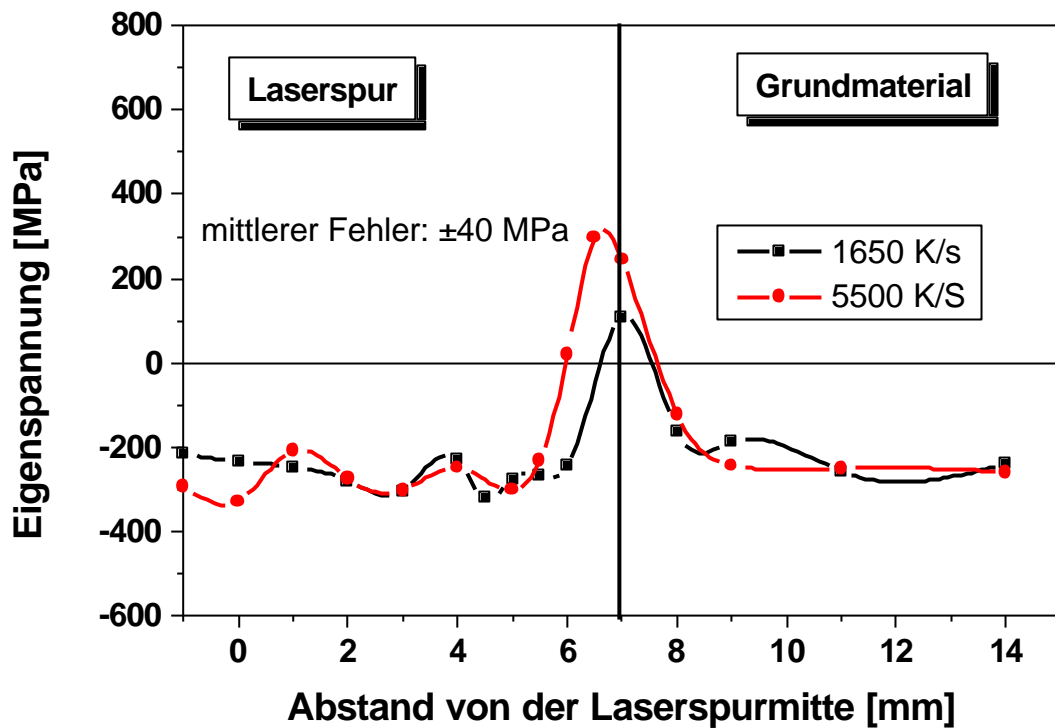


Abb. 4.51: Längseigenstressungen $\sigma^{E_{xx}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1100$ °C)

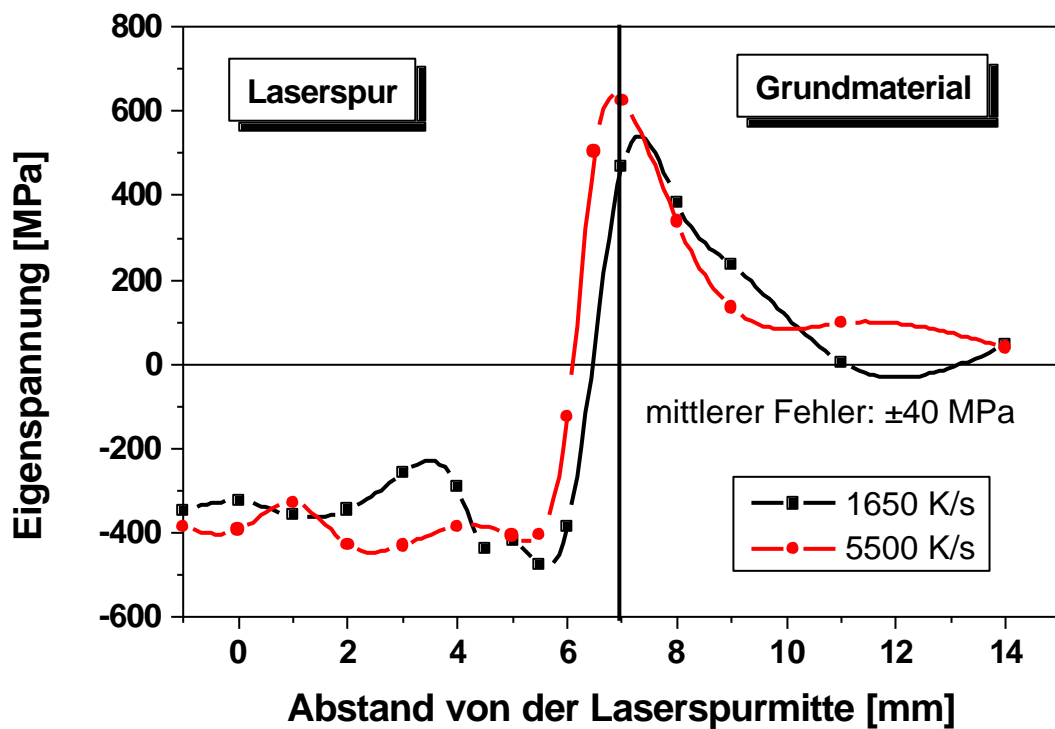


Abb. 4.52: Quereigenstressungen $\sigma^{E_{yy}}$ über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1100$ °C)

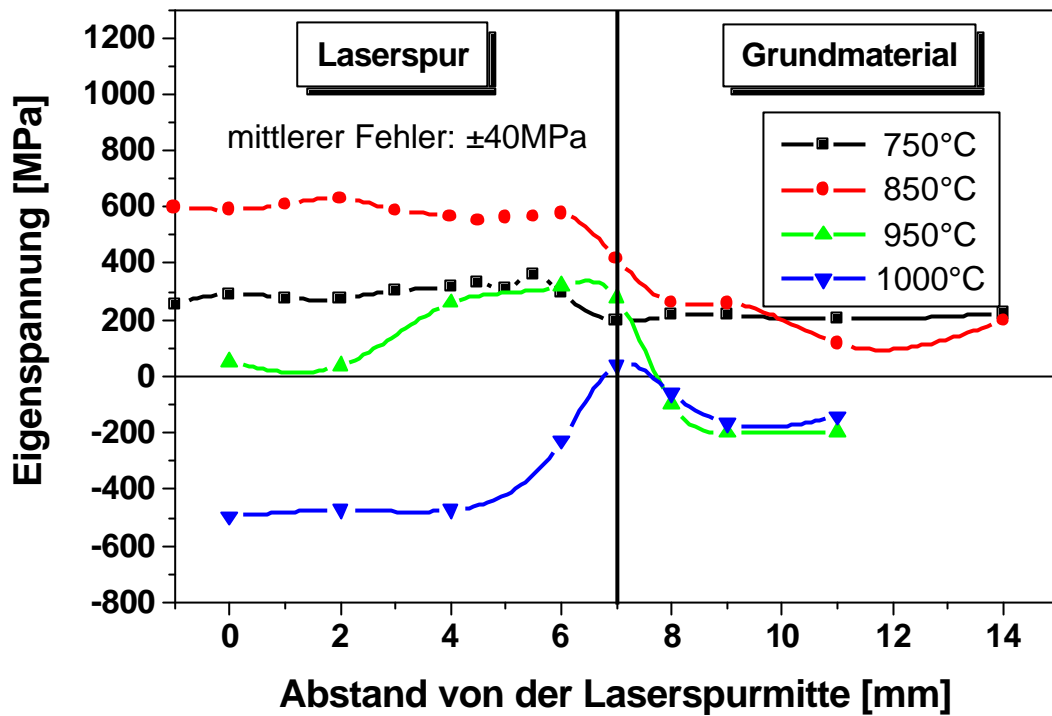


Abb. 4.53: Längseigenspannungen σ^{E}_{xx} über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X30CrMoN15 1 (Aufheizraten 1010 K/s – 1360 K/s)

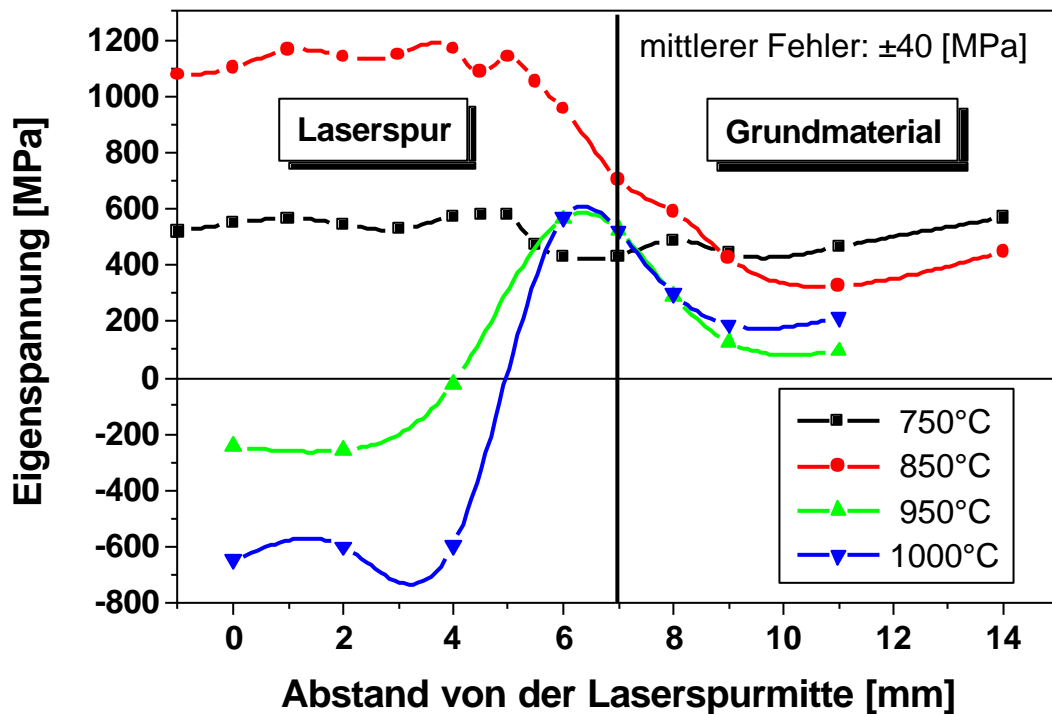


Abb. 4.54: Quereigenspannungen σ^{E}_{yy} über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X30CrMoN15 1 (Aufheizraten 1010 K/s – 1360 K/s)

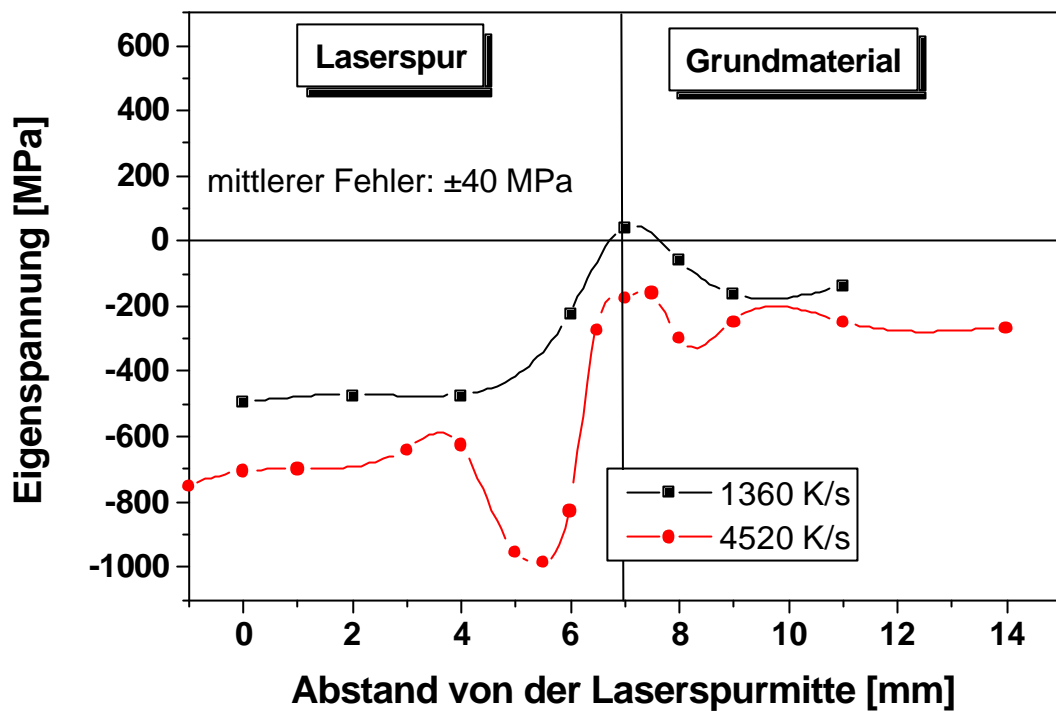


Abb. 4.55: Längseigenspannungen σ^E_{xx} über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1000$ °C)

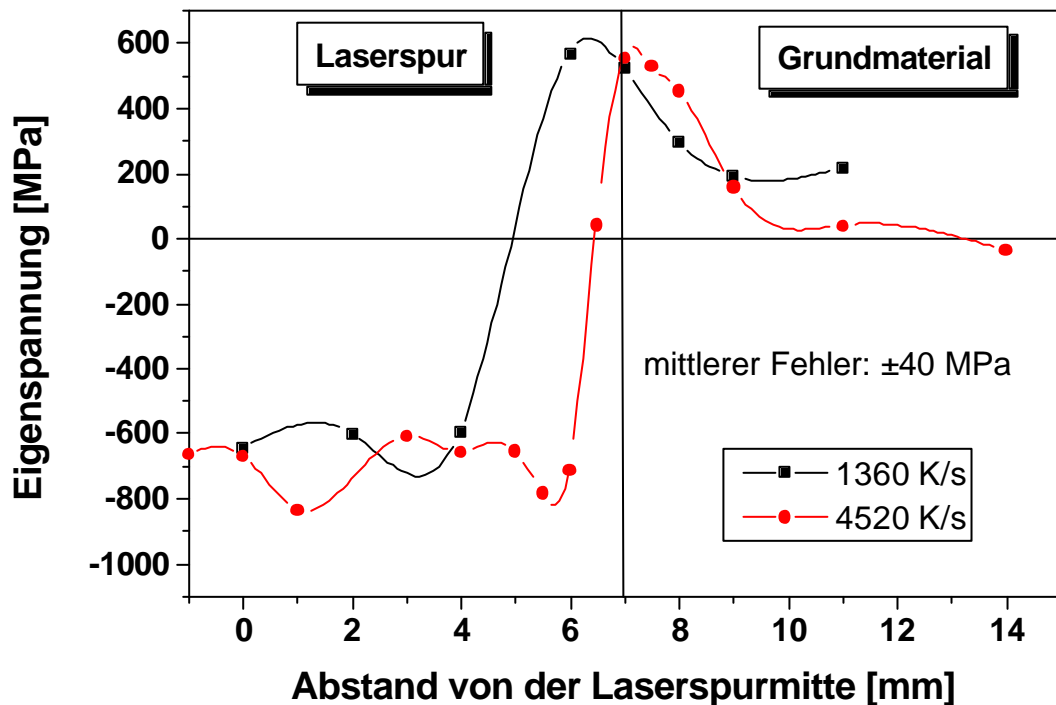


Abb. 4.56: Quereigenspannungen σ^E_{yy} über die Laserspuren auf dem Grundmaterial X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate ($T_{\max} = 1000$ °C)

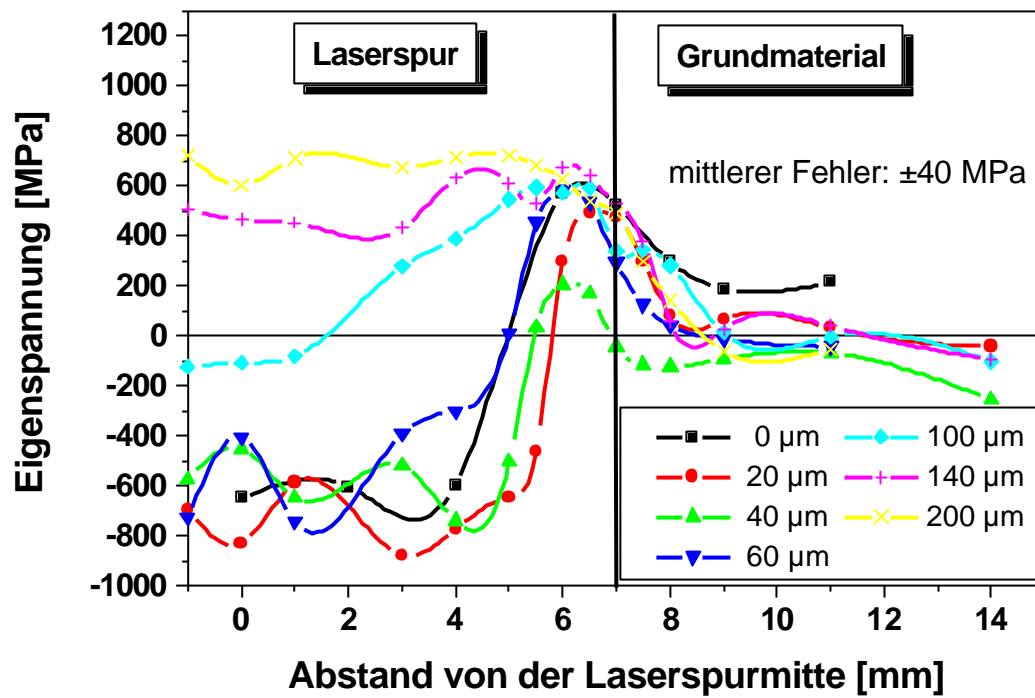


Abb. 4.57: Quereigenspannungen $\sigma^{E_{yy}}$ über die Laserspurn ($T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$) auf dem Grundmaterial X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Tiefe

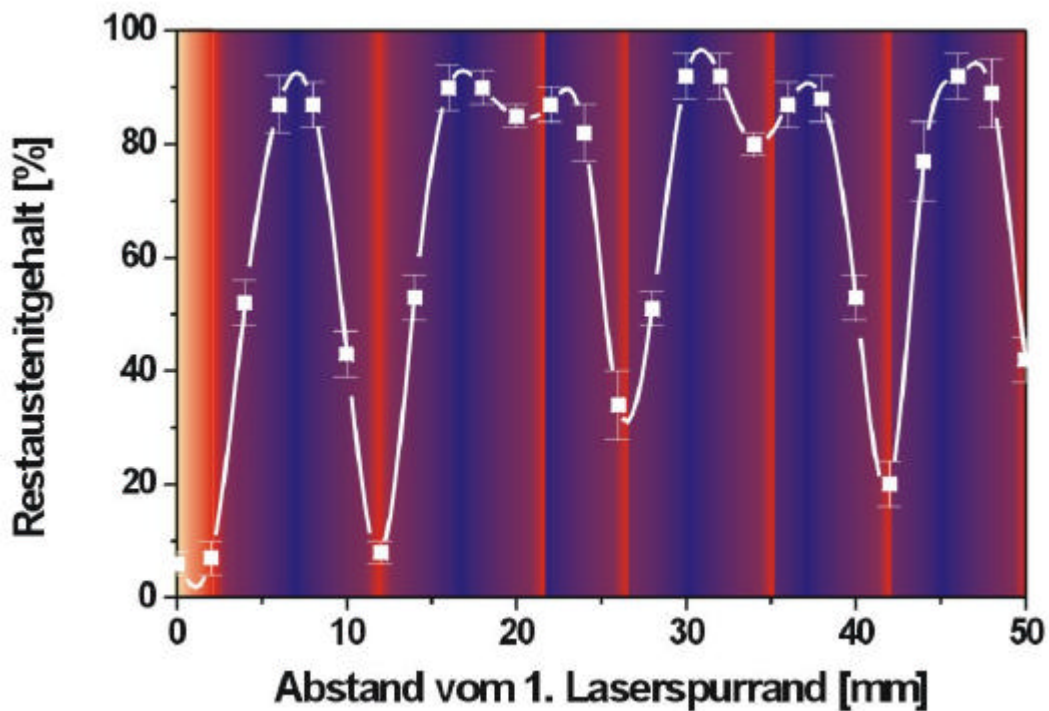


Abb. 4.58: Restaustenitgehalte in 10 mm breiten Mehrfachlaserspuren ($T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$) mit unterschiedlichen Überlappungsgraden

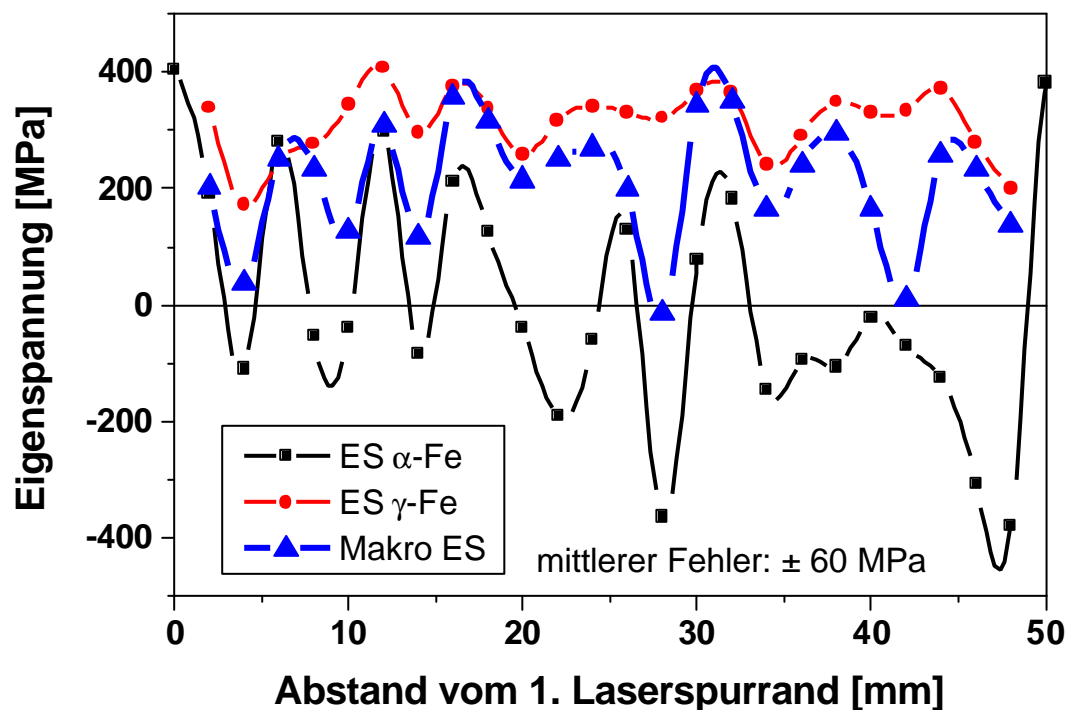


Abb. 4.59: Phasenspezifische Eigenspannungen und Makroeigenspannungen von sich überlappenden Mehrfachlaserspuren ($T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$) auf X30CrMoN15 1

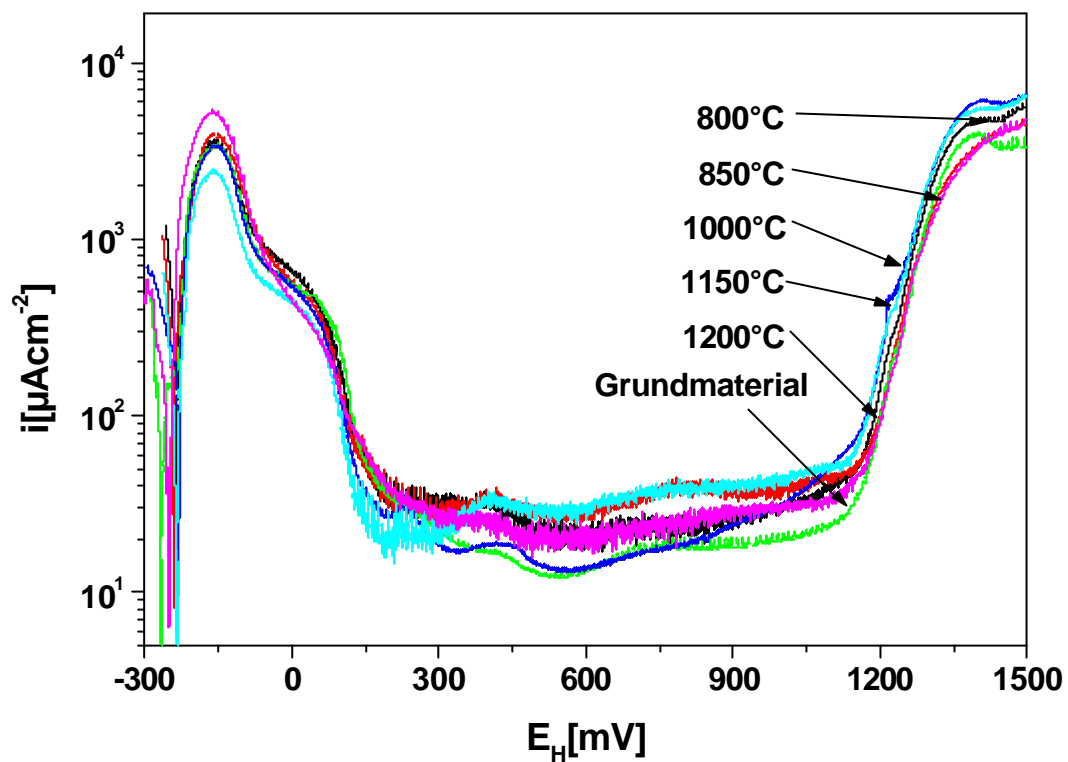


Abb. 4.60: Stromdichte-Potentialkurven des laserwärmebehandelten X39CrMo17 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

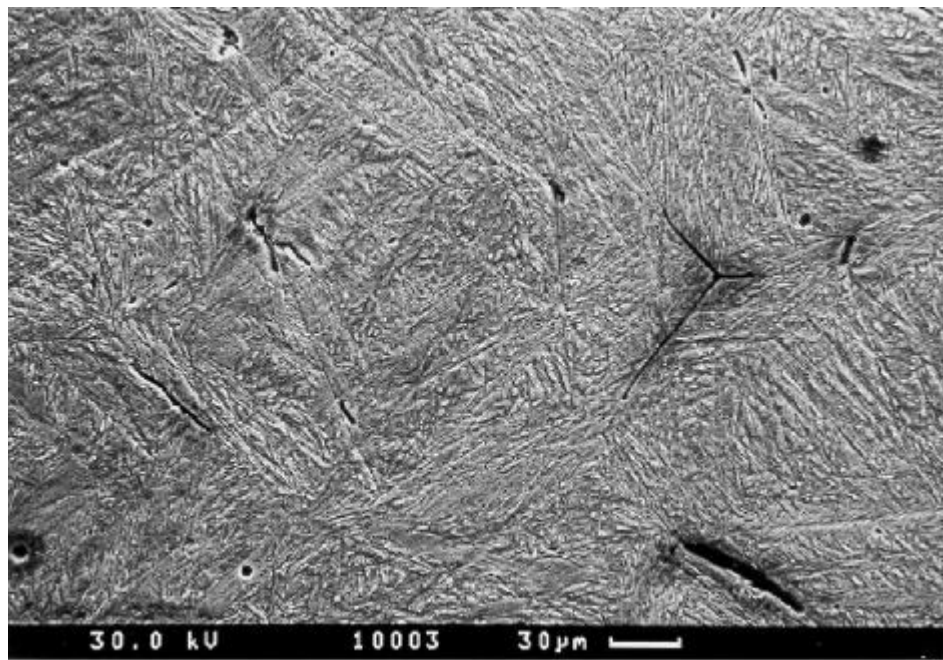


Abb. 4.61: REM-Aufnahme einer in 3%-iger Schwefelsäure korrodierten Oberfläche des X39CrMo17 1

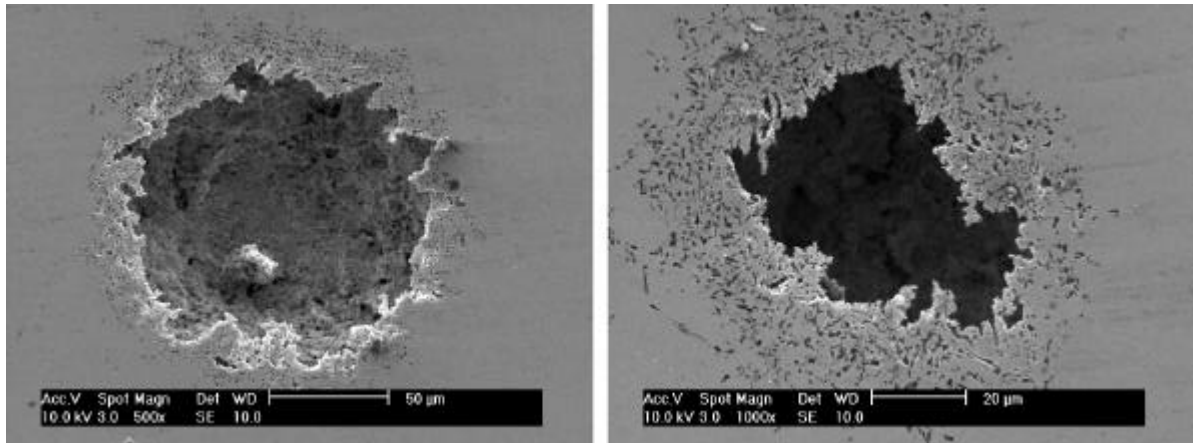
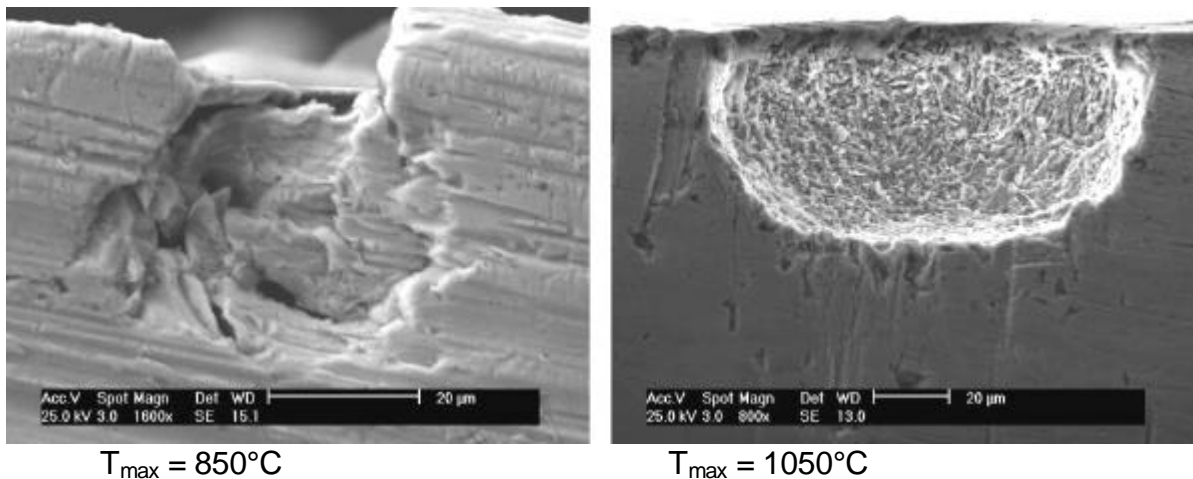


Abb. 4.62: Erscheinungsformen der Lochkorrosion, X39CrMo17 1, $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$



$T_{\max} = 850^{\circ}\text{C}$

$T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$

Abb. 4.63: Erscheinungsformen der Lochkorrosion, X39CrMo17 1,

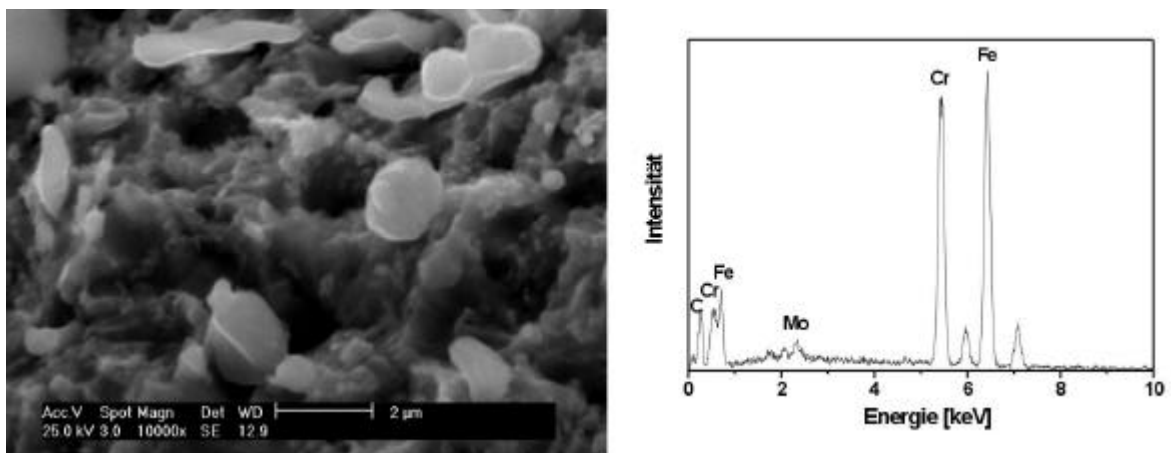


Abb. 4.64: Chromreiche Karbide innerhalb eines Korrosionsloches, X39CrMo17 1,

$T_{\max} = 1050^{\circ}\text{C}$

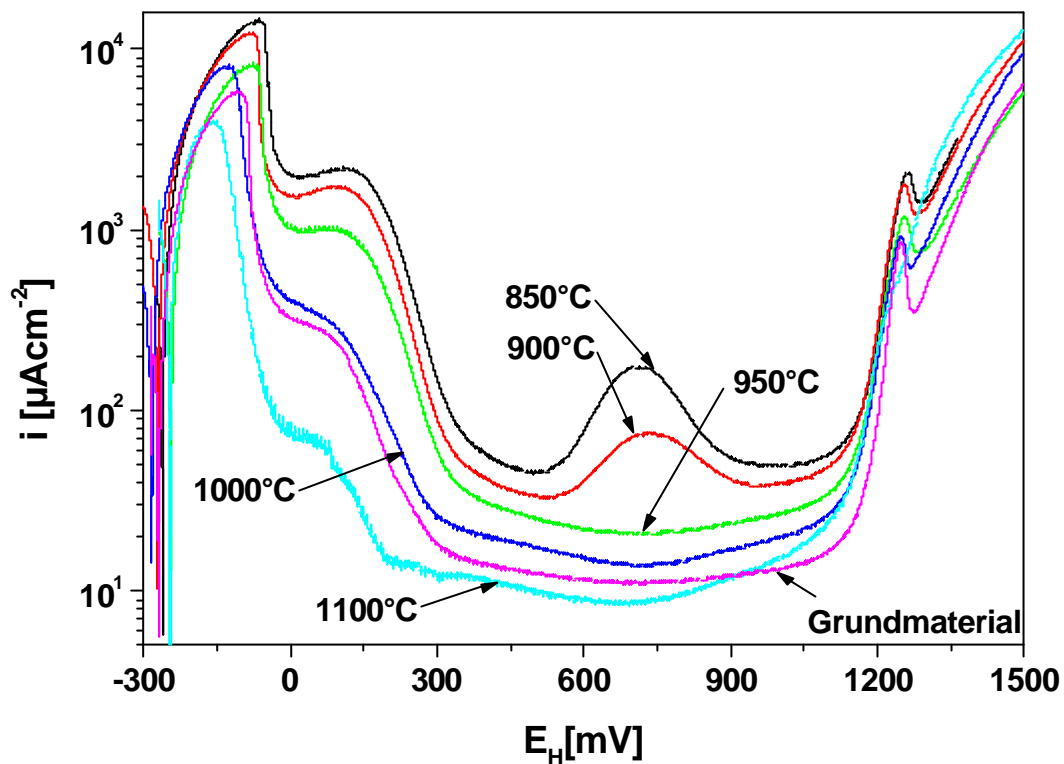


Abb. 4.65: Stromdichte-Potentialkurven des laserwärmebehandelten X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

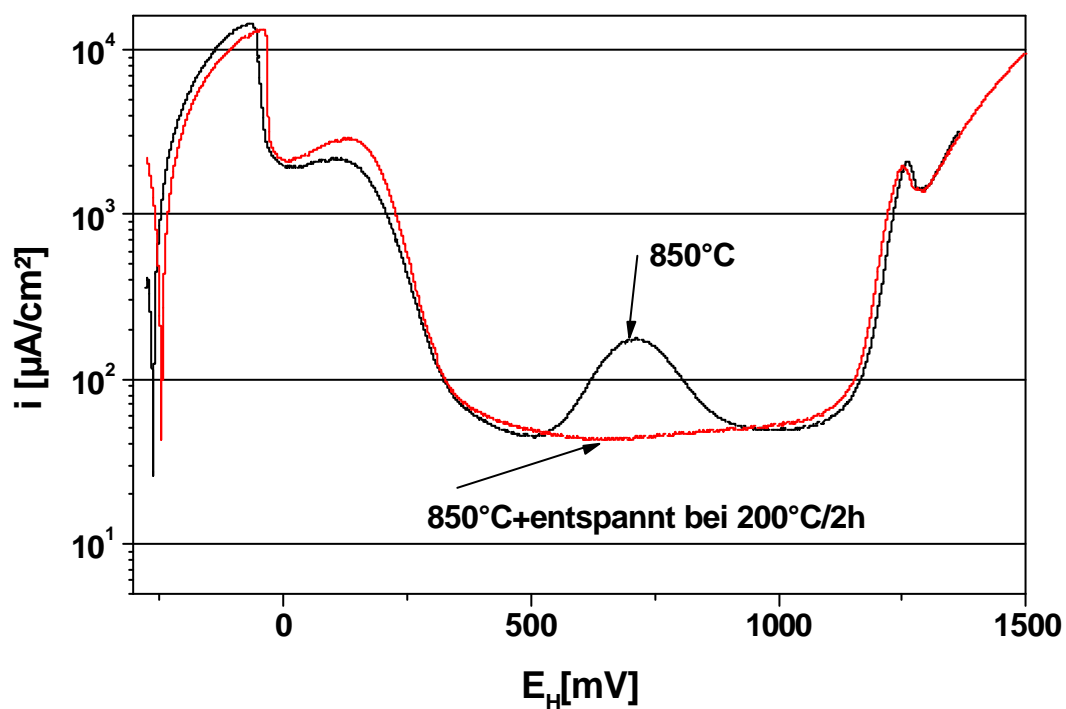


Abb. 4.66: Vergleich der Stromdichte-Potentialkurven für eine Laserprobe, mit und ohne Zugeigenspannungen an der Oberfläche

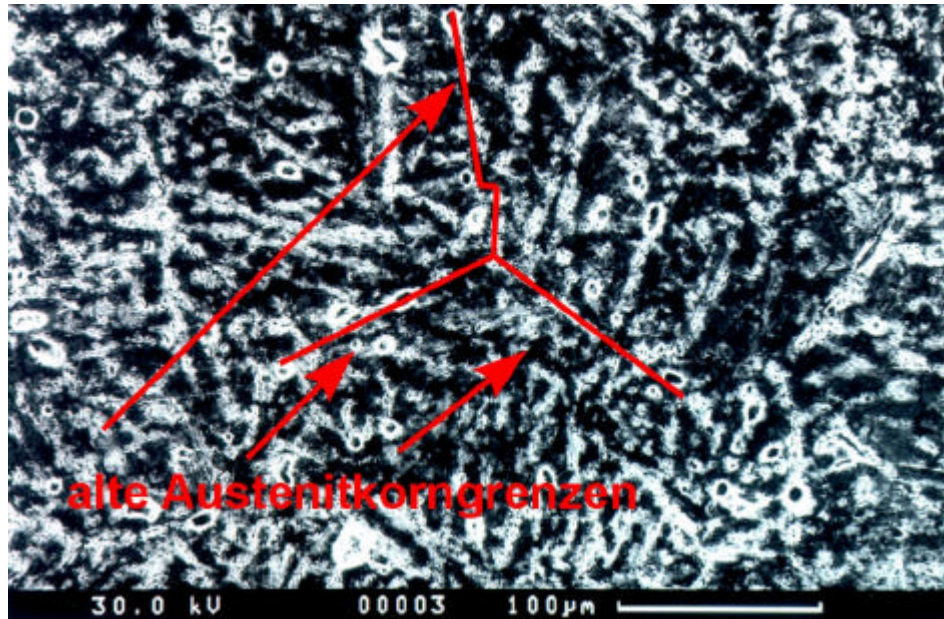


Abb. 4.67: REM-Aufnahme einer in 3%-iger H_2SO_4 korrodierten Oberfläche des X30CrMoN15 1, mit ehemaligen Austenitkorngrenzen

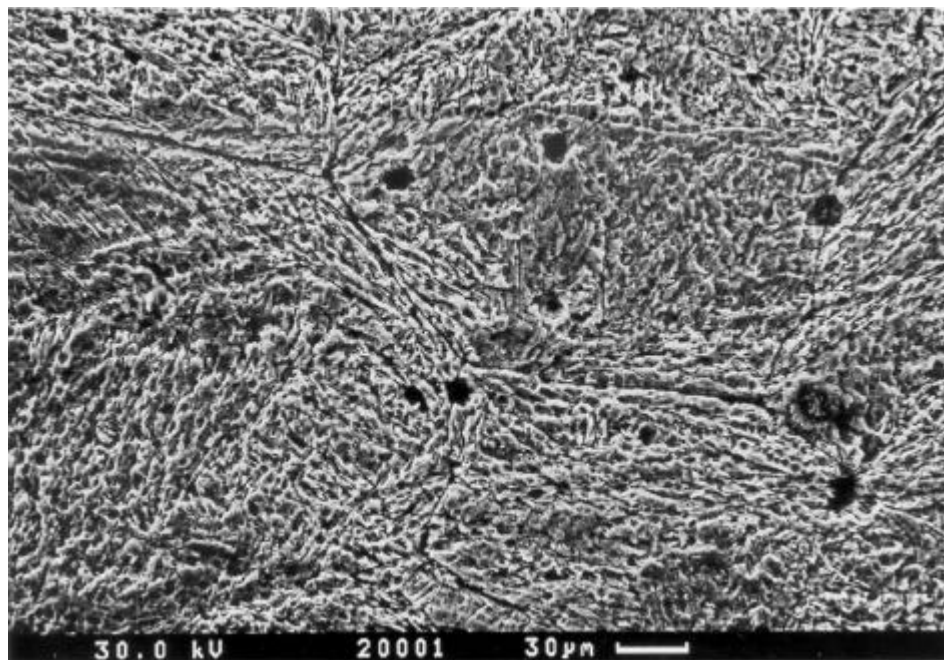


Abb. 4.68: REM-Aufnahme einer in 3%-iger H_2SO_4 korrodierten Oberfläche des X30CrMoN15 1

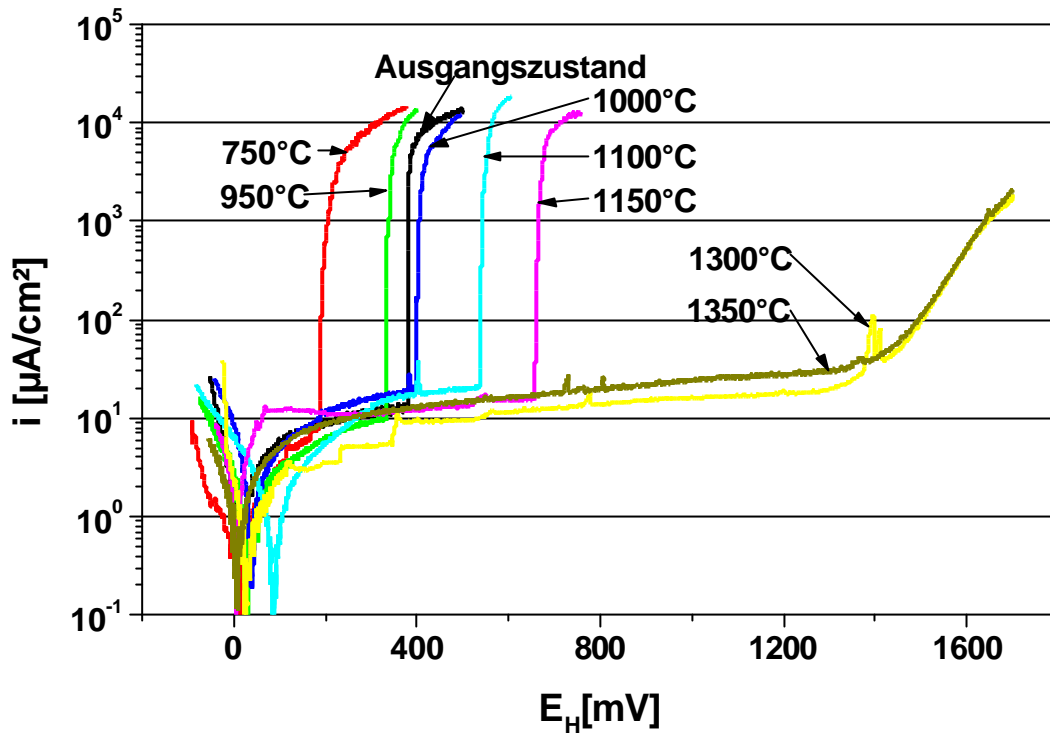


Abb. 4.69: Stromdichte-Potentialkurven des laserwärmebehandelten X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur, aufgenommen in 3%-iger NaCl-Lösung

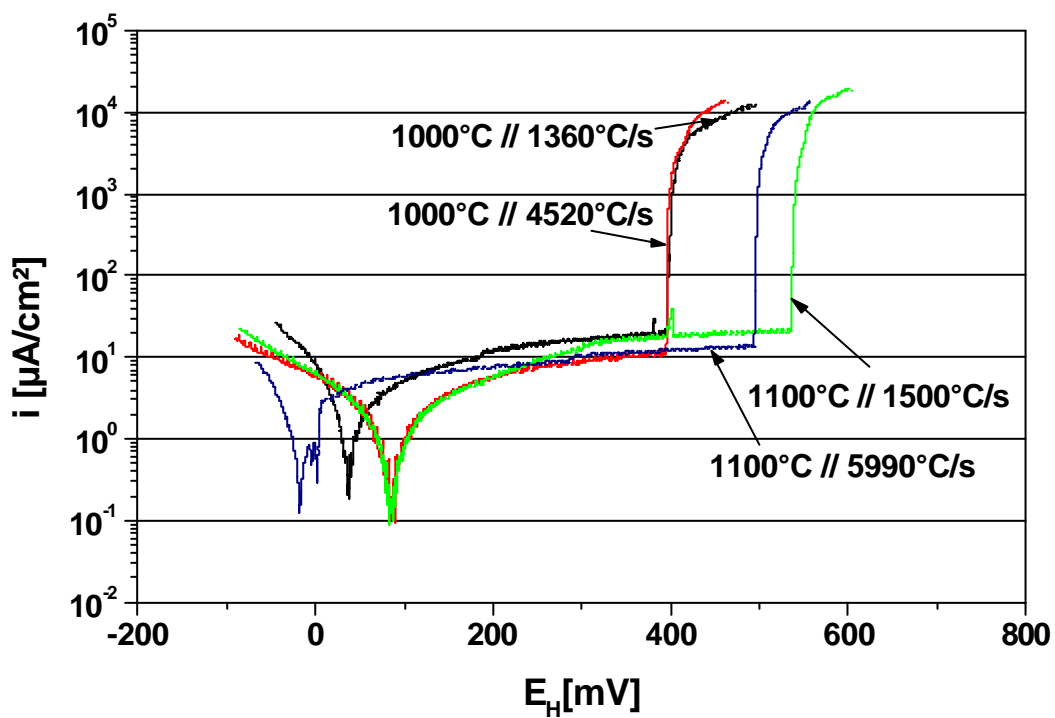


Abb. 4.70: Stromdichte-Potentialkurven des laserwärmebehandelten X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit von der Aufheizrate, aufgenommen in 3%-iger NaCl-Lösung

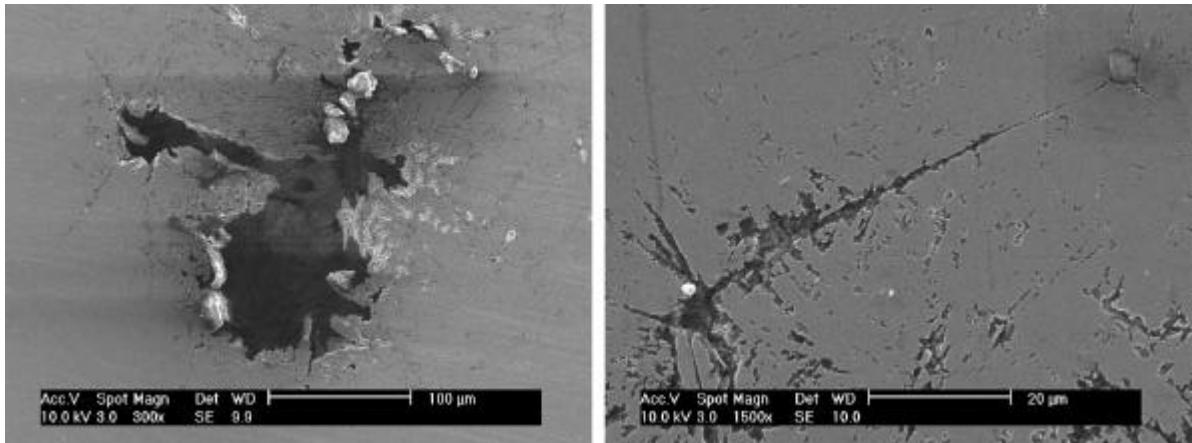


Abb. 4.71: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 750^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

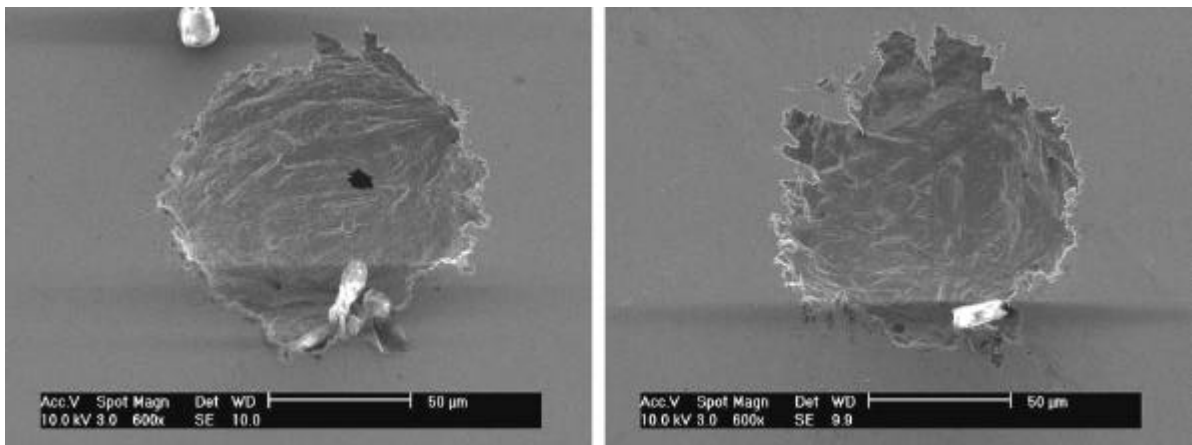


Abb. 4.72: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

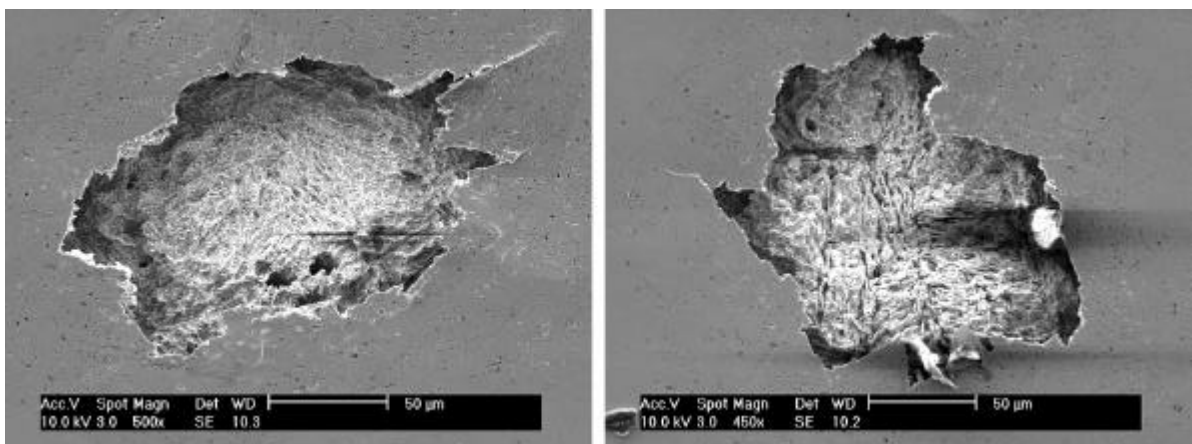


Abb. 4.73: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

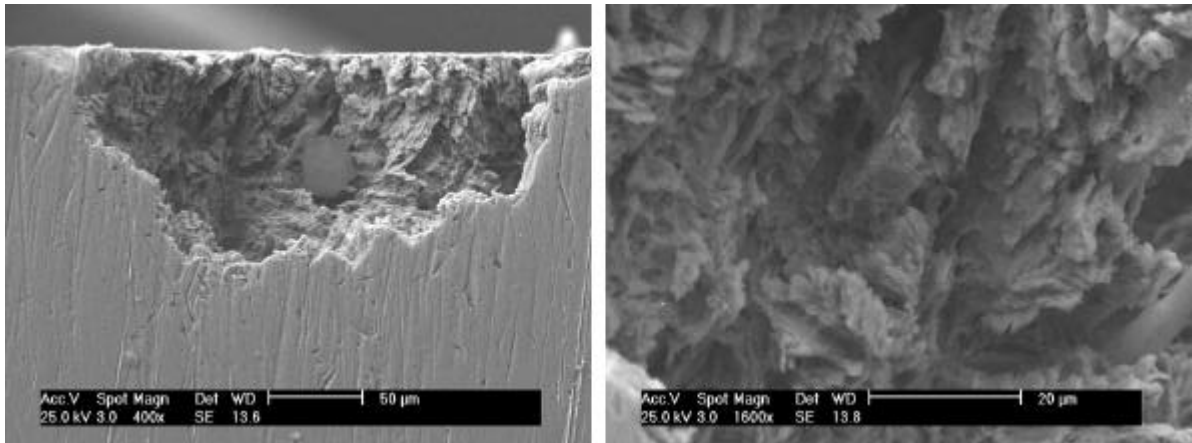


Abb. 4.74: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 750^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

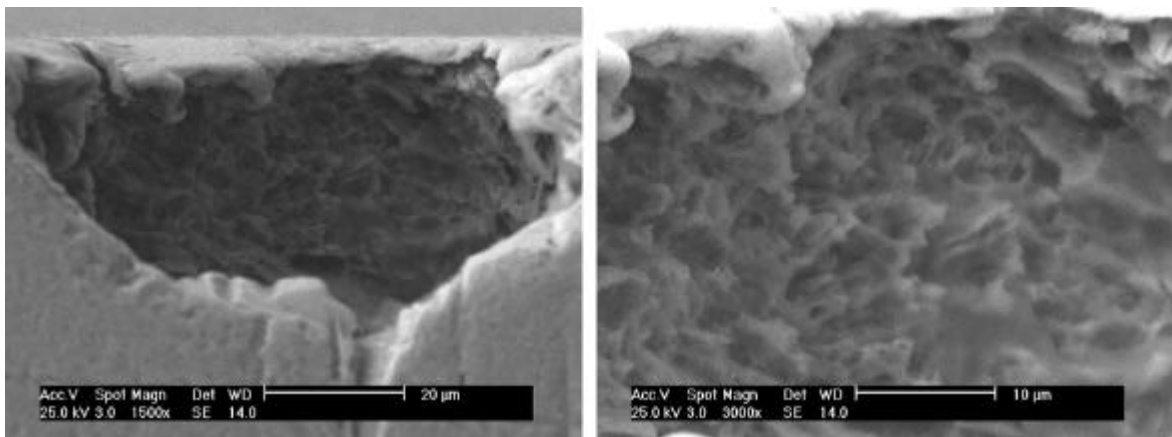


Abb. 4.75: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

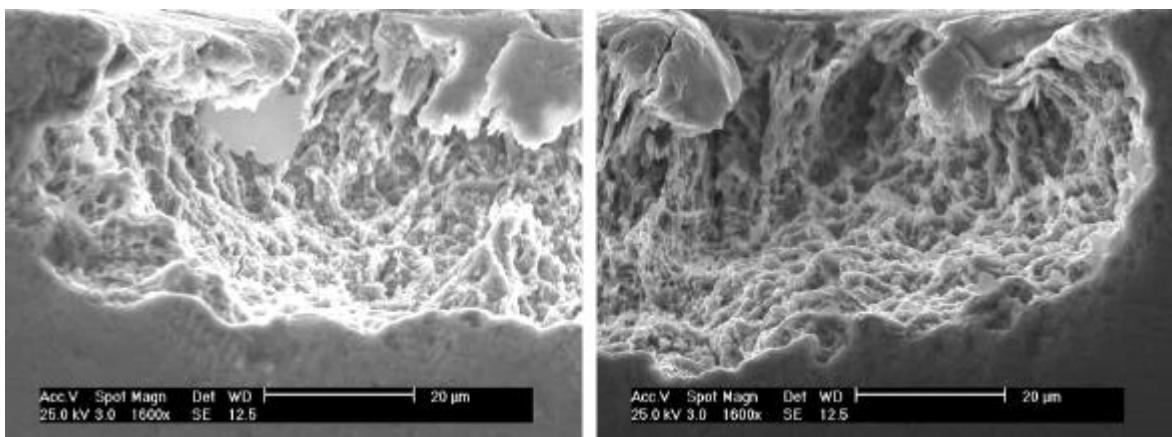


Abb. 4.76: Erscheinungsform der Lochkorrosion an mit $T_{\max} = 1150^{\circ}\text{C}$ laserwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

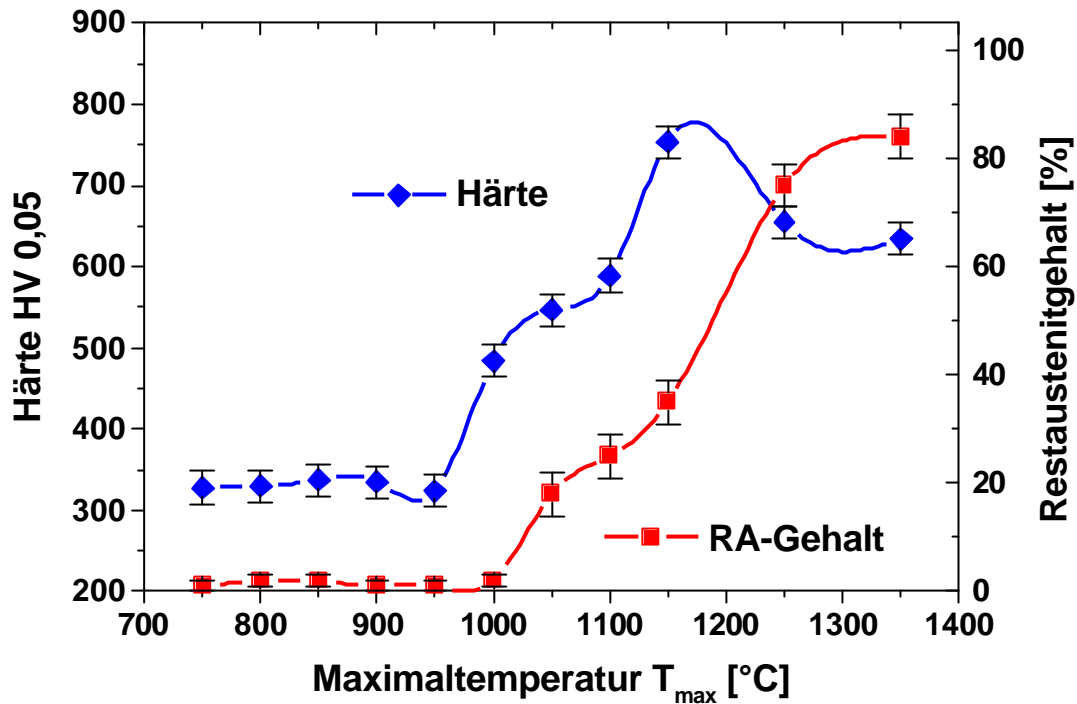


Abb. 5.1: Vergleich von Mikrohärt und Rest austenitengehalt von kurzzeitwärmebehandeltem X39CrMo17 1

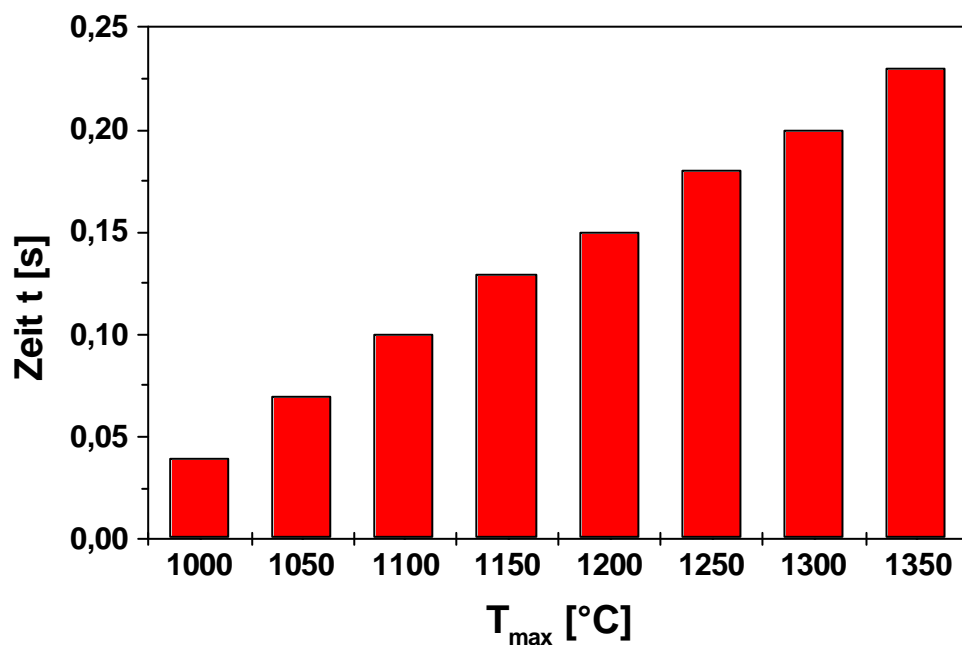


Abb. 5.2: Verweilzeiten der kurzzeitwärmebehandelten Proben oberhalb von 950°C, bei Aufheizraten zwischen 1360 K/s bei $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$ und 1850 K/s bei $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$

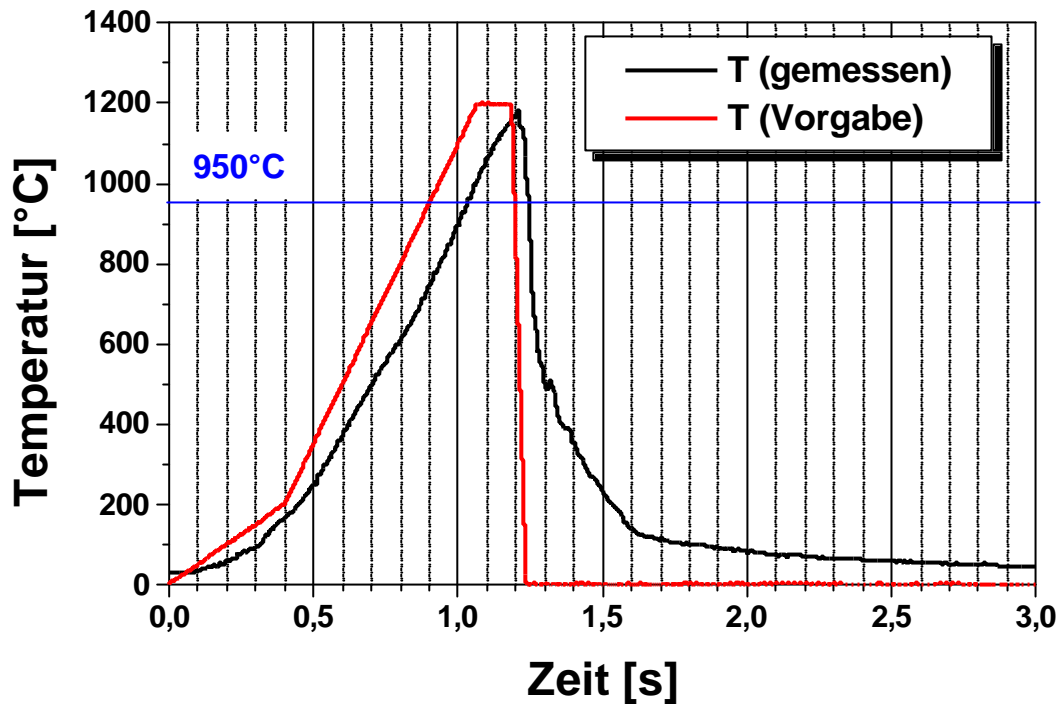


Abb. 5.3: Typisches Temperaturverlaufsdigramm einer Kurzzeitwärmebehandlung, aufgenommen bei einem Gleebleversuch mit einer Maximaltemperatur von 1200 °C und einer Aufheizrate von 1375 K/s

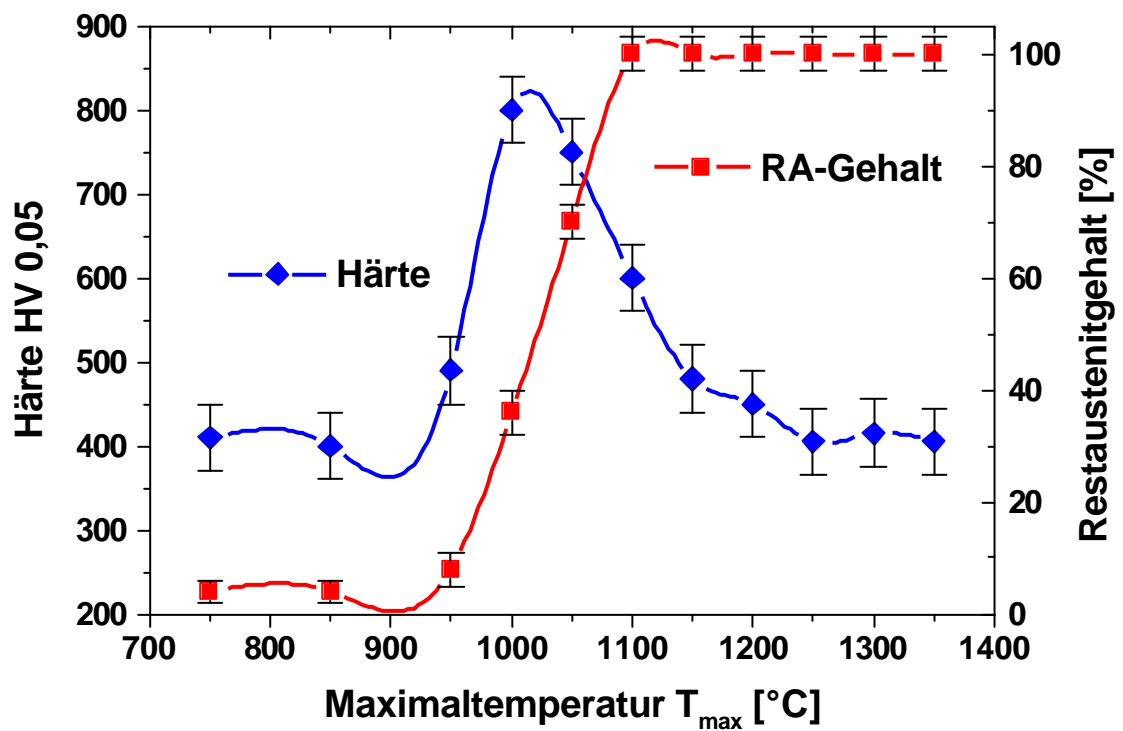


Abb. 5.4: Vergleich von Mikrohärtigkeit und Restaustenitgehalt von kurzzeitwärmebehandeltem X30CrMoN15 1

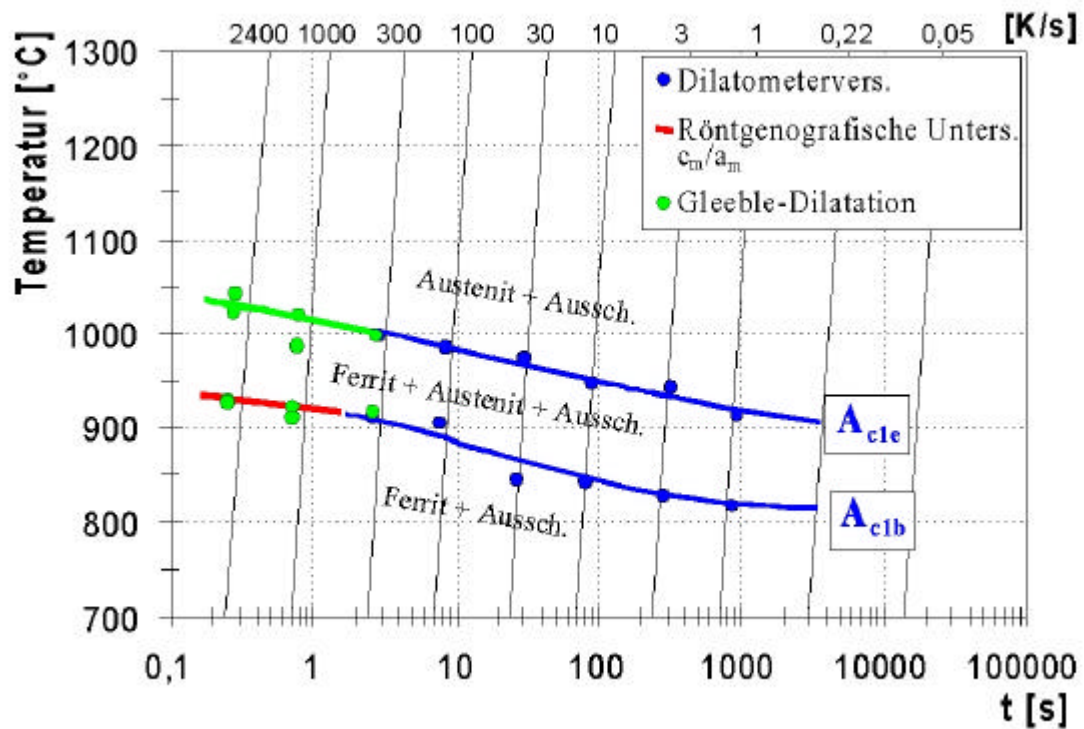


Abb. 5.5: ZTA-Schaubild für den stickstofflegierten Stahl X30CrMoN15.1

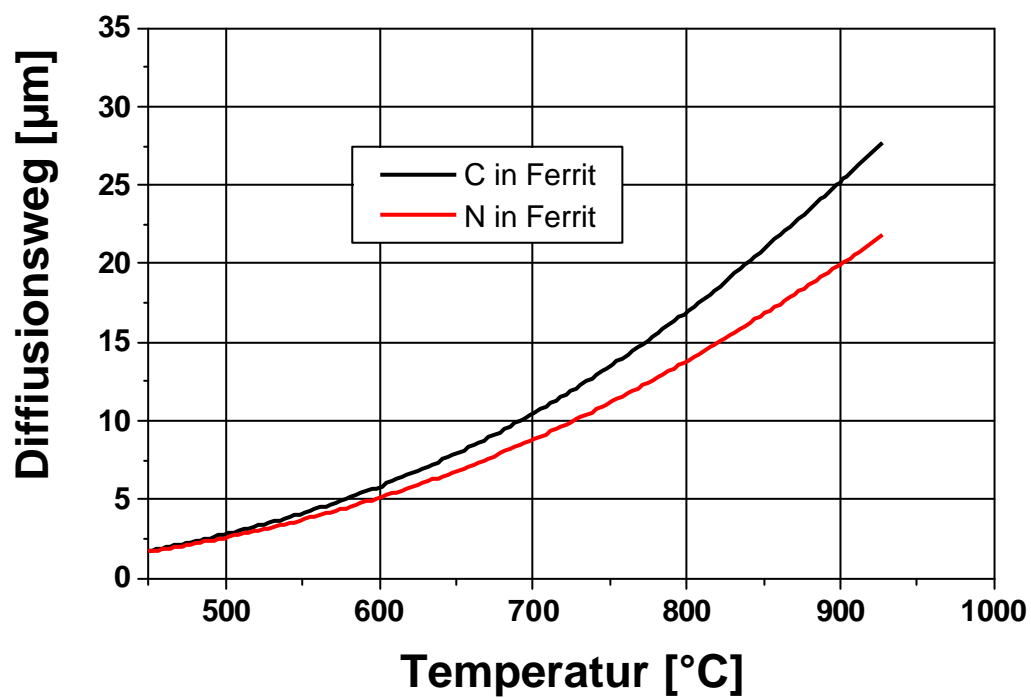


Abb. 5.6: Diffusionsweg pro Sekunde der C- und N-Atome im Ferrit

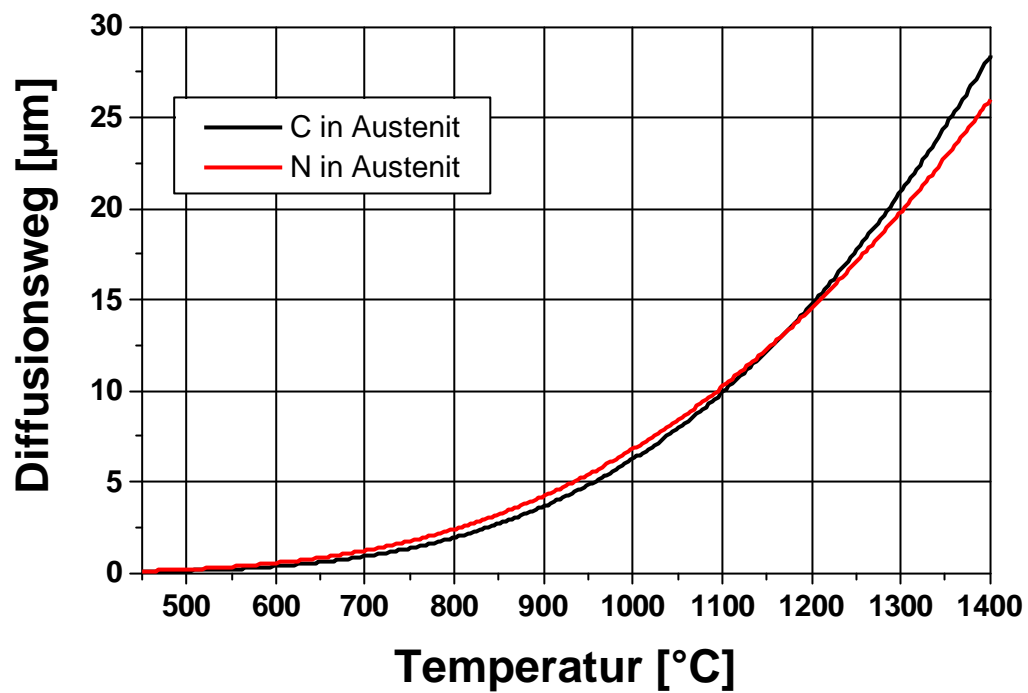


Abb. 5.7: Diffusionsweg pro Sekunde der C- und N-Atome im Austenit

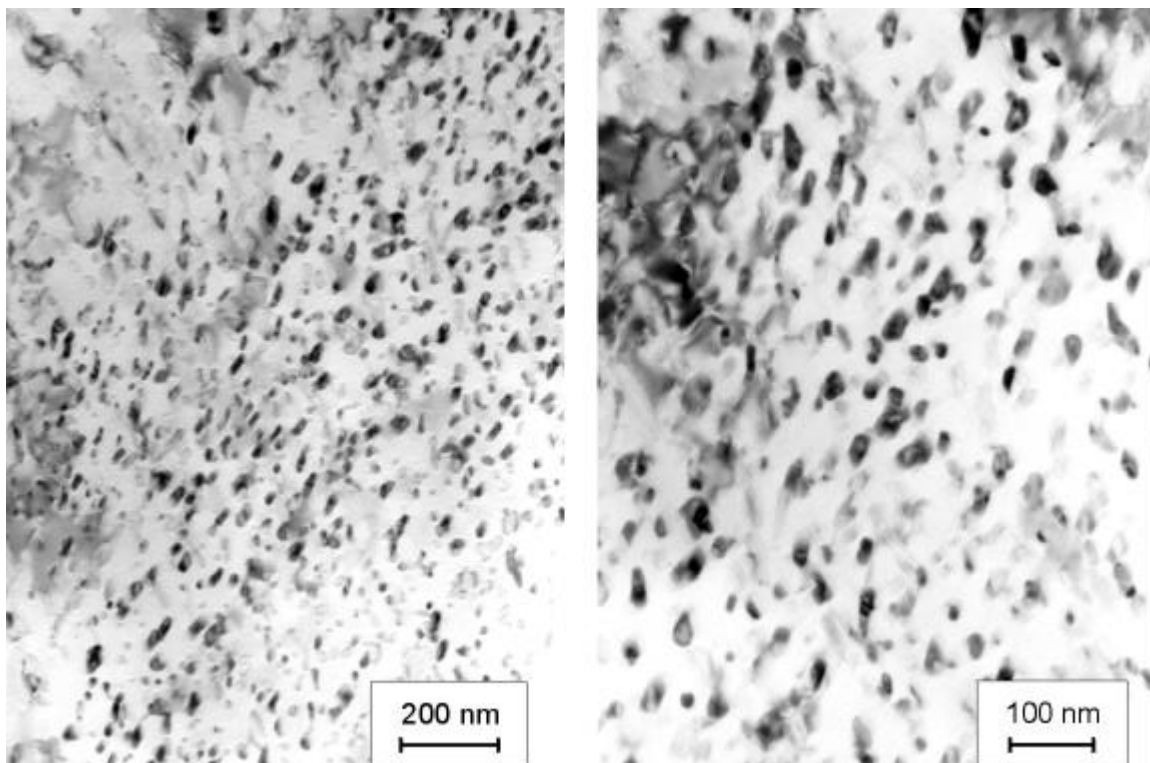


Abb. 5.8: Ausscheidungsverteilung X30CrMoN15 1, $T_{\max} = 700^{\circ}\text{C}$

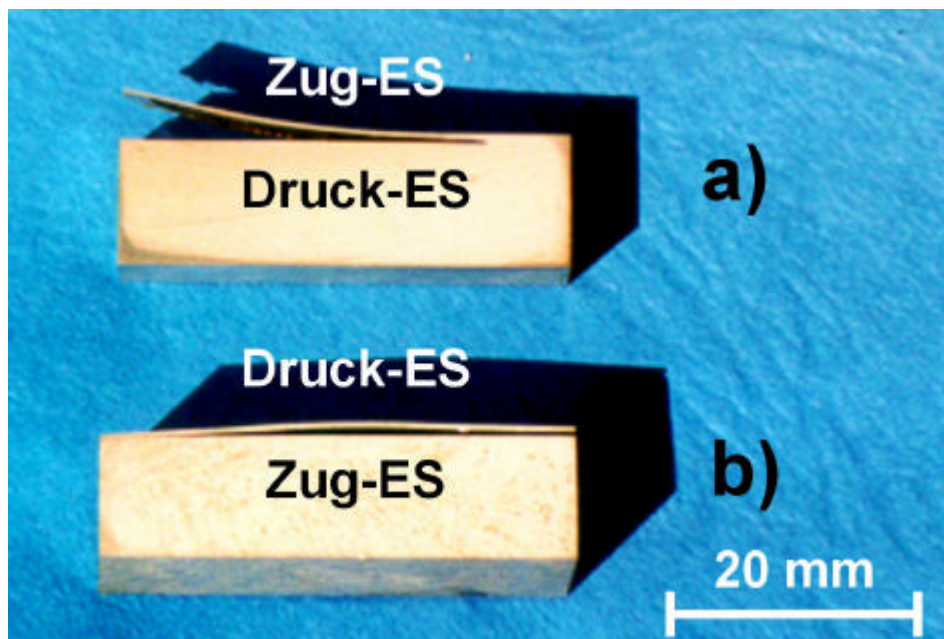


Abb. 5.9: Durch Sägen relaxierte Laserspuren auf X30CrMoN15 1

a) $T_{\max} = 850^{\circ}\text{C}$

b) $T_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$

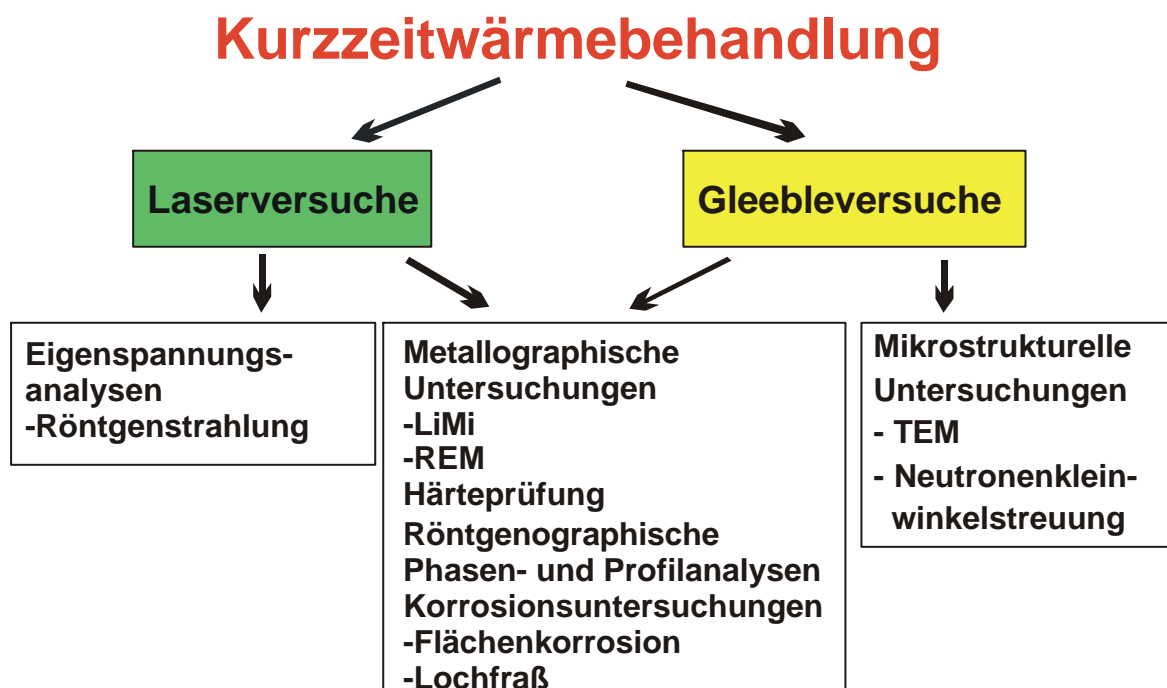


Abb. 5.10: Übersicht über die durchgeführten Experimente

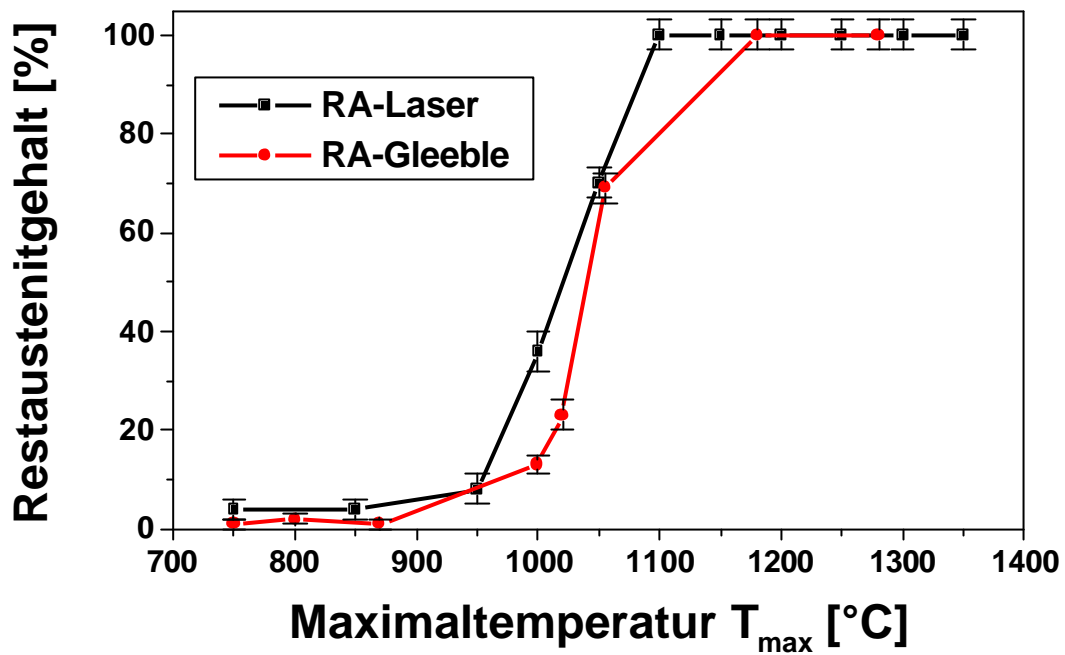


Abb. 5.11: Vergleich der Restaustenitgehalte X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

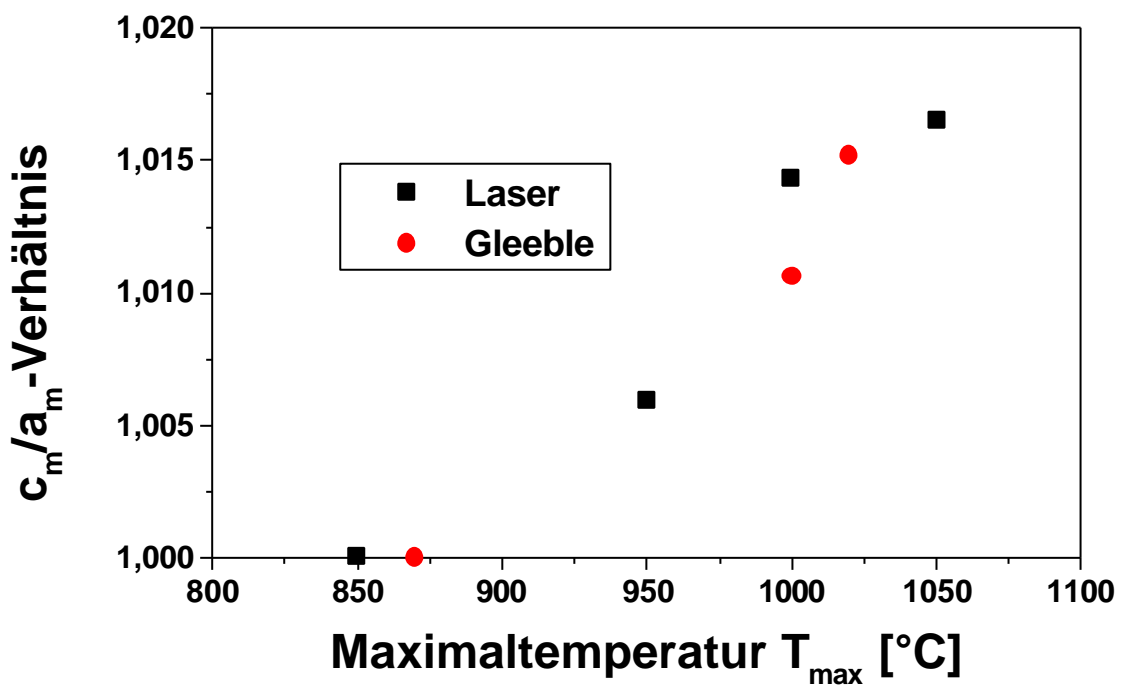


Abb. 5.12: Vergleich der c_m/a_m -Verhältnisse im X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

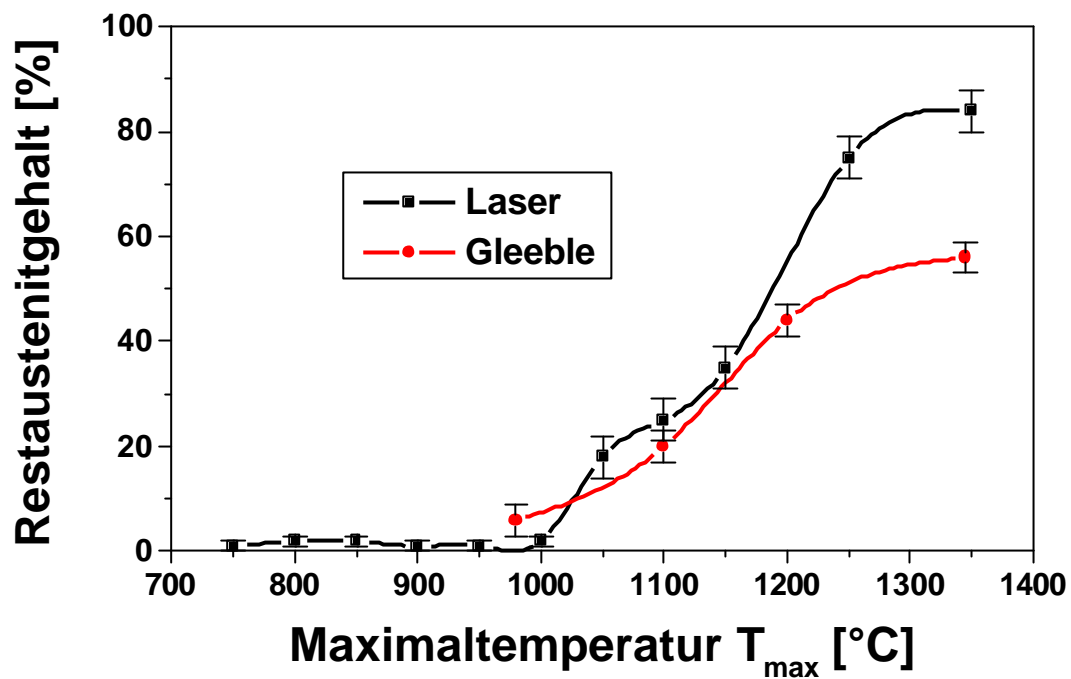


Abb. 5.13: Vergleich der Restaustenitgehalte X39CrMo17 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

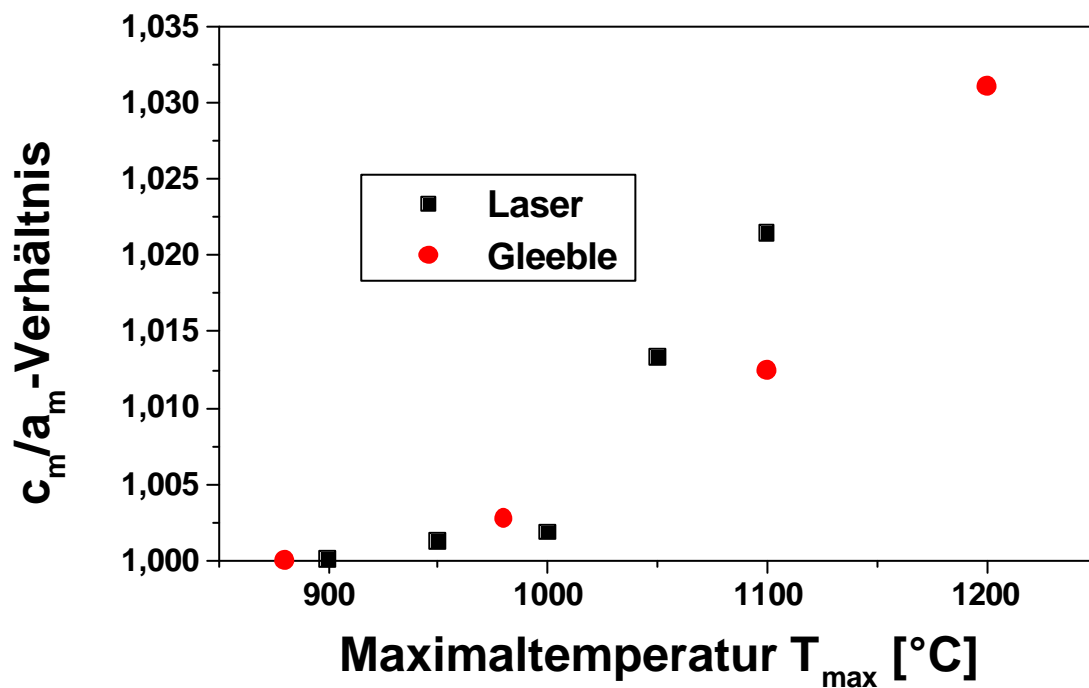


Abb. 5.14: Vergleich der c_m/a_m -Verhältnisse im X39CrMo17 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

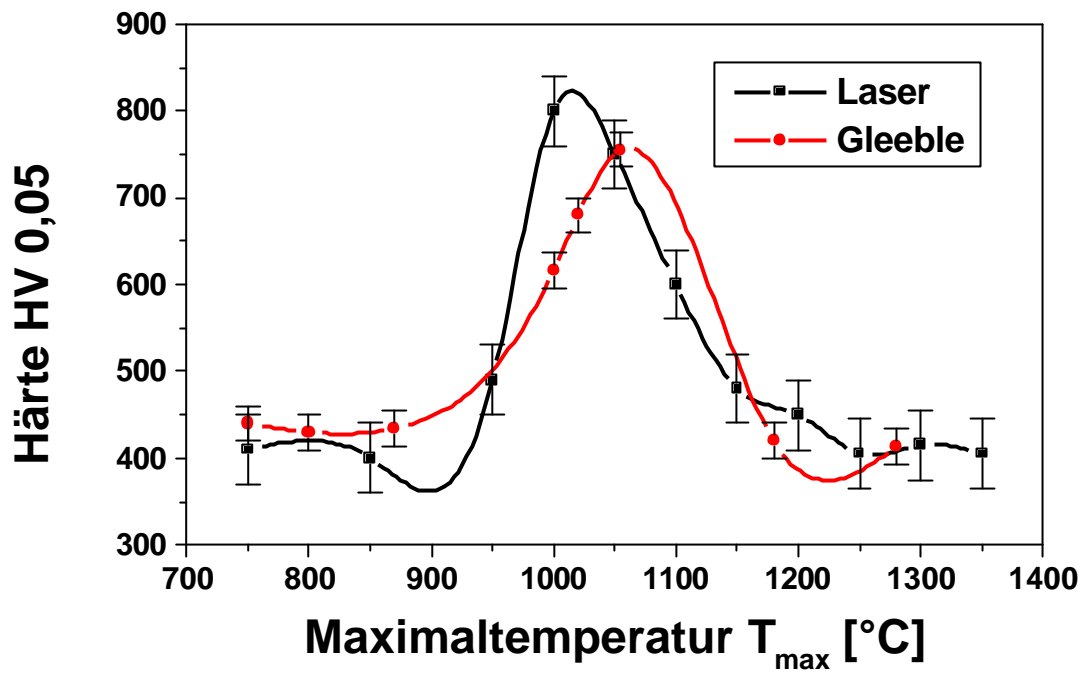


Abb. 5.15: Vergleich der Härte X30CrMoN15 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

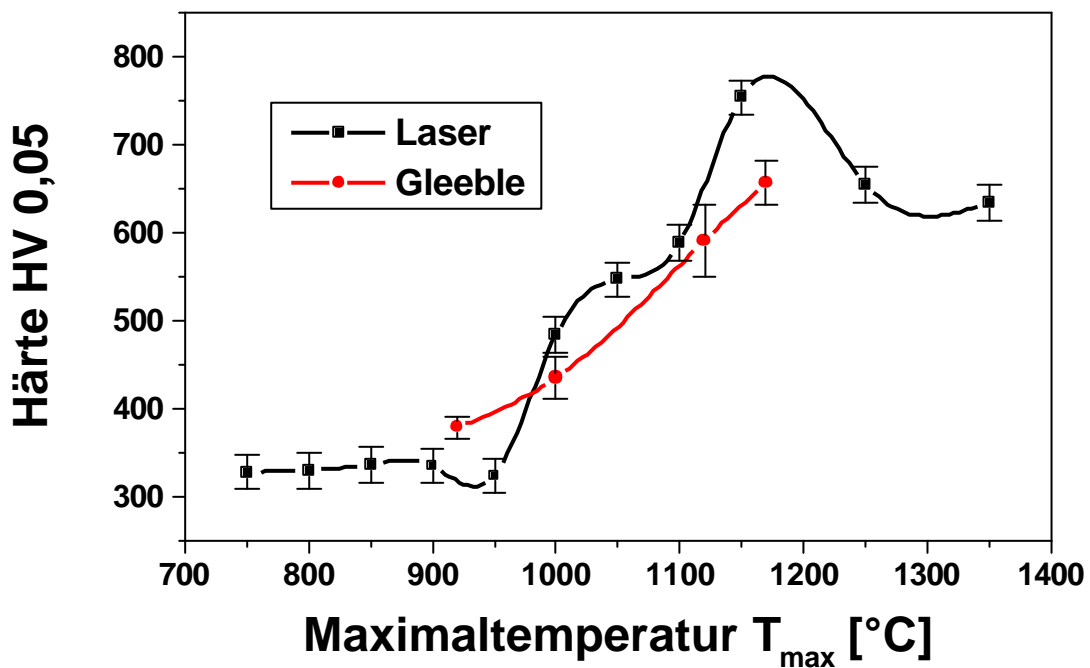


Abb. 5.16: Vergleich der Härte X39CrMo17 1 in Abhängigkeit vom Kurzzeitwärmebehandlungsverfahren

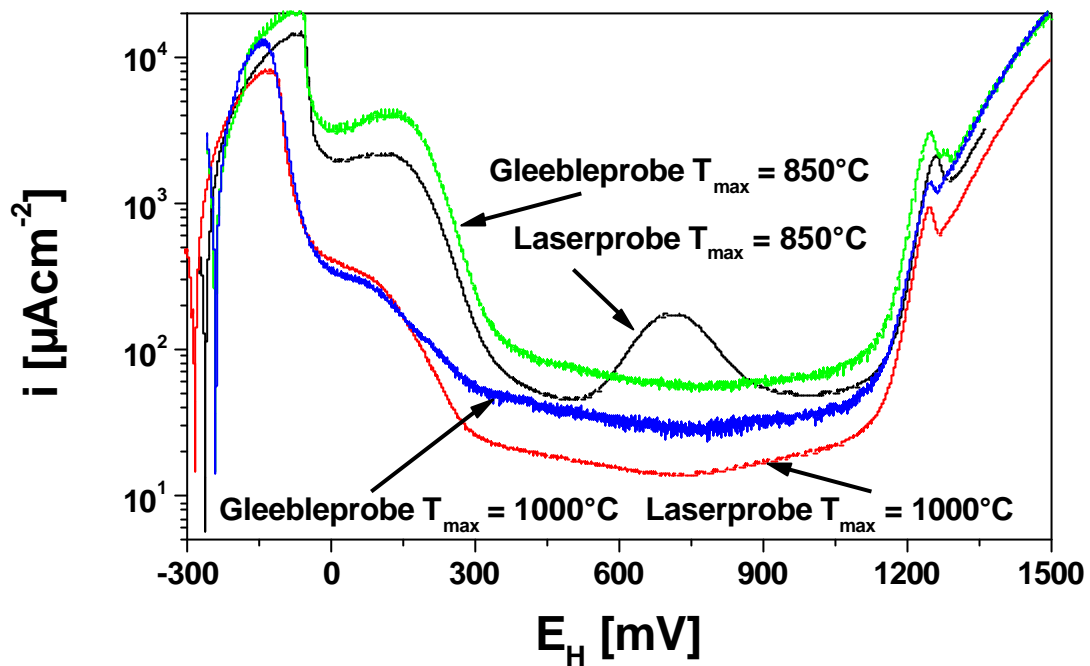


Abb. 5.17: Vergleich der Stromdichte-Potentialkurven von Gleeble- und Laserproben aus X30CrMoN15 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure

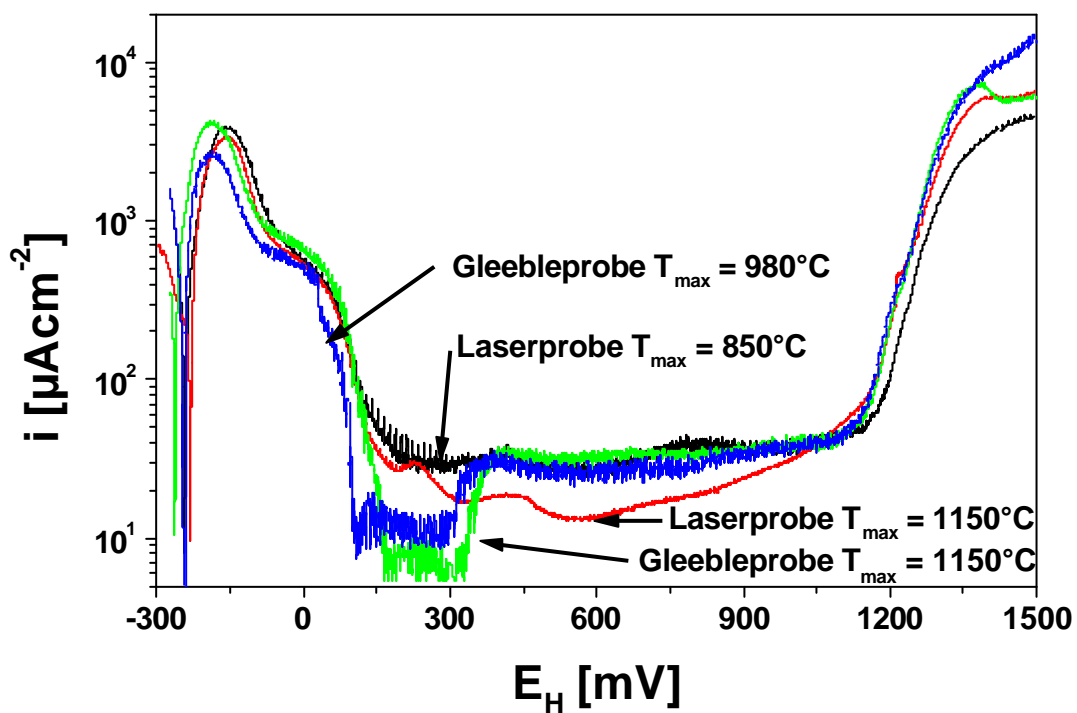


Abb. 5.18: Vergleich der Stromdichte-Potentialkurven von Gleeble- und Laserproben aus X39CrMo17 1, aufgenommen in 3%-iger Schwefelsäure